

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**



TESIS

**ESTUDIO TERMO-MECÁNICO DE UNA SUPERALEACIÓN
BASE NÍQUEL DE CUARTA GENERACIÓN UTILIZANDO
DOS MÉTODOS DE FUSIÓN Y DETERMINACIÓN DEL
DIAGRAMA TIEMPO-PRECIPITACIÓN**

POR

JORGE ALBERTO CASTILLO GARZA

**COMO REQUISITO PARCIAL PARA OBTENER EL GRADO
DE DOCTOR EN INGENIERÍA DE MATERIALES**

JULIO 2015

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO**



TESIS

**ESTUDIO TERMO-MECÁNICO DE UNA SUPERALEACIÓN
BASE NÍQUEL DE CUARTA GENERACIÓN UTILIZANDO
DOS MÉTODOS DE FUSIÓN Y DETERMINACIÓN DEL
DIAGRAMA TIEMPO-PRECIPITACIÓN**

**POR
JORGE ALBERTO CASTILLO GARZA**

**COMO REQUISITO PARCIAL PARA OBTENER EL GRADO
DE DOCTOR EN INGENIERÍA DE MATERIALES**

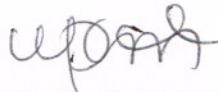
JULIO 2015

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

Los miembros del comité de la tesis recomendamos que la tesis "Estudio termo-mecánico de una superaleación base níquel de cuarta generación utilizando dos métodos de fusión y determinación del diagrama tiempo-precipitación." realizada por el M.C. Jorge Alberto Castillo Garza sea aceptada para su defensa como opción al grado de Doctor en Ingeniería de Materiales.

El Comité de Tesis



Asesor

Dra. Martha Patricia Guerrero Mata



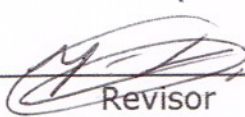
Revisor

Dr. Octavio Covarrubias Alvarado



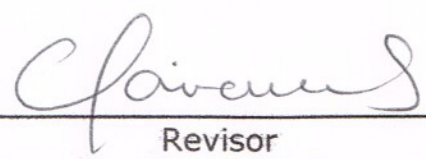
Revisor

Dr. Víctor Páramo López



Revisor

Dra. Maribel de la Garza Garza



Revisor

Dra. Adriana Salas Zamarripa

Vo. Bo.

Dr. Simón Martínez Martínez

San Nicolás de los Garza, N. L., Junio 2015

Dedicatoria

En memoria de
Francisco Genaro Garza Barrera
19.09.1933 - 12.11.2014

Agradecimientos

Antes que todo quisiera agradecerle a Dios por darme la oportunidad de llegar al final de este propósito, dándome la paciencia necesaria para recorrer este camino y por las bendiciones recibidas durante todos estos años.

Un agradecimiento especial a Lyla, mi esposa, que con su amor, empuje y apoyo incondicional me dio la fuerza para mantenerme perseverante y enfocado en el trabajo durante todo este tiempo, siempre estuvo a mi lado con palabras de aliento y motivación cuando la desesperación llegaba.

A mis padres, Jorge y Rosaura, que durante toda la vida me han enseñado a ponerme metas y cumplirlas, a mantenerme centrado y positivo en lo que emprendo y a no perder la esperanza cuando esos momentos difíciles se presentan. A Paco que pudiera decir que fungió como sexto revisor en este trabajo, que con sus comentarios me hicieron enriquecer esta disertación y a Juan que siempre me estuvo apoyando.

A la Universidad Autónoma de Nuevo León y a la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica que me dieron la oportunidad de estudiar este grado en este programa tan prestigioso a nivel nacional.

FRISA Forjados, planta Superalloys, que con la ayuda de Carlos Gutiérrez me proveyó de herramientas y materiales necesarios para el desarrollo de este proyecto, también por la experiencia obtenida durante estos años que fue necesaria para que tuviera una visión clara de hasta dónde quería llegar.

A mis asesores de tesis, especialmente a la Dra. Martha Guerrero y al Dr. Víctor Páramo por su orientación durante más de cuatro años, hicieron que me mantuviera en el camino correcto durante la investigación, también agradecerles por el haberme compartido sus conocimientos y experiencias que me ayudaron a enriquecerla.

No puedo dejar de mencionar al departamento de metalurgia de la planta Superalloys, en especial a Israel Barragán, que con sus críticas constructivas me hicieron reflexionar y profundizar en el tema. De igual manera al Dr. Hugo Guajardo que fue parte importante en los cuestionamientos, al Dr. Vladimir y a José Molina por apoyarme durante todo el trabajo. También quisiera agradecer a mis amigos de otros departamentos, Francisco Aldecoa, por ayudarme a coordinar las pruebas mecánicas, a Jorge Ortiz, Luis González, Eliud Vega, Marco Gaytán, Fernando Salinas, Emma Esquivias, Oscar Carranza que desde sus departamentos me apoyaron al trabajo realizado, también quisiera agradecer de manera general a los que me ayudaron con su apoyo, pero que el espacio no me permite enlistarlos.

A todos ustedes, ¡muchas gracias!

Prólogo

En el contexto moderno de la industria aeroespacial y de generación de energía, así como desde sus orígenes, existe una constante búsqueda por un mayor entendimiento de los materiales con la finalidad de obtener el máximo beneficio de los mismos.

Sin embargo, lo anterior no representa un camino fácil, sino una tarea ardua para todo aquel individuo que trabaje en la investigación de materiales. El nivel de exigencia por parte de las industrias mencionadas anteriormente es cada vez mayor, retos como desarrollar materiales rápidamente, reducir costos al mínimo y mantener altos estándares de calidad son algunos de los principales aspectos a tomar en cuenta para que las empresas obtengan un posicionamiento privilegiado en el mercado y puedan obtener ventajas competitivas sobre la competencia.

Investigaciones como la presentada por el autor Jorge Castillo, toman un rol clave para lograr en este caso un dominio mayor de la poca explorada aleación.

Son trabajos de esta índole las que retan la cita del famoso astrónomo y divulgador científico Carl Sagan: "Crecemos en una sociedad basada en la ciencia y la tecnología y en la que nadie sabe nada de estos temas. Esta mezcla de combustible de ignorancia y poder que tarde o temprano, va a terminar explotando en nuestras caras"; afortunadamente, con investigaciones a profundidad, como la que el lector obtendrá en esta tesis, nos ayudan a incrementar la línea del estado del arte y romper fronteras del conocimiento que nos eviten caer en la controversial cita antes mencionada.

Israel Barragán

Tabla de contenido

1	INTRODUCCIÓN	1
1.1	Objetivo.	2
1.2	Objetivos particulares.....	2
1.3	Hipótesis.....	3
2	ANTECEDENTES	4
2.1	Superalaciones de cuarta generación.	4
2.1.1	Historia de las superaleaciones.	7
2.1.2	Aleaciones base níquel.....	9
2.1.3	Tratamientos térmicos de las superaleaciones.....	14
2.1.3.1	Solubilizado.....	15
2.1.3.2	Envejecido.	16
2.1.4	Superalaciones en las turbinas.	17
2.2	Métodos de fusión en las superaleaciones.	21
2.2.1	Fusión por inducción al vacío (VIM).	24
2.2.2	Segunda fusión por arco al vacío (VAR).....	27
2.2.3	Segunda fusión por electroescoria (ESR).....	29
2.3	Diagramas de tiempo-transformación-temperatura.	31
2.4	Propiedades estructurales.	33
2.4.1	Comportamiento mecánico.....	33
2.4.1.1	Prueba de tensión.	33
2.4.1.2	Deformación plástica.	36
2.4.1.3	Esfuerzo de cedencia y esfuerzo último a la tensión..	37
2.4.1.4	Ductilidad.	40
2.4.1.5	Dureza.	42

2.4.1.5.1	Medición de dureza Rockwell.....	43
2.4.1.5.2	Medición de dureza Brinell.	45
2.4.2	Mecanismos de endurecimiento.....	46
2.4.2.1	Solución sólida.....	46
2.4.2.2	Precipitación por envejecido.	47
2.4.3	Microestructura.....	48
2.4.3.1	Tamaño de grano.....	48
2.4.3.1.1	Distribución de tamaño de grano.	49
2.4.3.1.2	Maclas.	52
2.4.3.2	Recristalización.....	53
2.4.3.2.1	Recristalización estática.	54
2.4.3.2.2	Recristalización dinámica y metadinámica.....	54
2.5	Procesos de fabricación en caliente.	55
2.5.1	Forjado.	55
2.5.2	Rolado.	58
2.6	Superalación base níquel de cuarta generación.	60
2.6.1	Composición química y características generales.	60
2.6.2	Tratamiento térmico.	62
2.6.3	Ventajas y desventajas con otras superaleaciones.	63
2.6.4	Aspectos metalúrgicos durante el procesamiento.....	64
3	PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	65
3.1	Introducción a los experimentos.	65
3.2	Diseño de experimentos para la determinación del diagrama tiempo-precipitación.	67
3.2.1	Selección de material.....	67
3.2.1.1	Material directo del proveedor.	67
3.2.1.2	Material trabajado.....	69

3.2.2	Análisis de la materia prima.	69
3.2.3	Tiempos y temperaturas.	70
3.2.4	Análisis metalográfico.	71
3.2.5	Análisis de dureza.	73
3.3	Proceso termo-mecánico de anillos con diferentes métodos de fusión.	74
3.3.1	Proceso 1 – Baja temperatura.....	78
3.3.2	Proceso 2 – Alta temperatura	79
3.3.3	Tratamientos térmicos.	79
3.3.4	Propiedades mecánicas.	80
3.3.5	Resumen de condiciones de las piezas.	81
4	RESULTADOS.....	84
4.1	Resultados de la determinación del diagrama tiempo-precipitación.	84
4.1.1	Resultados del análisis de la materia prima.	84
4.1.1.1	Material directo de fundición.....	86
4.1.1.2	Material trabajado.....	87
4.1.2	Resultados del esquema de tiempos y temperaturas....	88
4.1.2.1	Resultados metalográficos.....	88
4.1.2.2	Resultados de dureza.	92
4.2	Resultados del proceso termo-mecánico de anillos con diferentes métodos de fusión.	97

4.2.2	Fusión por inducción al vacío (VIM) y segunda fusión por electroescoria (ESR).....	111
4.2.2.1	Proceso 1 – Baja temperatura.	112
4.2.2.1.1	Resultados de tensión a temperatura elevada. .	112
4.2.2.1.2	Resultados metalográficos y de dureza.....	114
4.2.2.2	Proceso 2 – Alta temperatura.	118
4.2.2.2.1	Resultados de tensión a temperatura elevada. .	118
4.2.2.2.2	Resultados metalográficos y de dureza.....	120
4.2.3	Comparación entre métodos de fusión.	124
4.2.3.1	Tensión a temperatura elevada.....	124
4.2.3.1.1	Tratamiento de solubilizado 1.	125
4.2.3.1.2	Tratamiento de solubilizado 2.	127
4.2.3.1.3	Tratamiento de solubilizado 3.	129
4.2.3.2	Dureza.	131
4.2.3.2.1	Resultados de dureza – Proceso 1.....	131
4.2.3.2.2	Resultados de dureza – Proceso 2.....	132
4.2.3.3	Tamaño de grano.....	133
4.2.3.3.1	Resultados de tamaño de grano – Proceso 1	133
4.2.3.3.2	Resultados de tamaño de grano – Proceso 2	134
5	DISCUSIÓN	135
5.1	Discusión de los resultados de la determinación del diagrama tiempo-precipitación.	135
5.1.1	Material directo del proveedor.....	135
5.1.2	Material trabajado.	136
5.1.3	Tamaño de grano y microestructura.	137

5.1.4	Medición de durezas en muestras.....	138
5.2	Discusión de los resultados del proceso termo-mecánico de anillos rolados con diferentes métodos de fusión.	142
5.2.1	Tensión a temperatura elevada.....	143
5.2.2	Dureza.....	147
5.2.3	Tamaño de grano y microestructura.	148
6	CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES	155
6.1	Diagrama tiempo-precipitación.	155
6.2	Proceso termo-mecánico de anillos rolados con diferentes métodos de fusión.	157
6.2.1	Métodos de fabricación y tensión a temperatura elevada.	157
6.2.2	Dureza.....	158
6.2.3	Tamaño de grano y microestructura.	159
6.3	Contribución científica y tecnológica.	160
6.3.1	Contribución científica.....	160
6.3.2	Contribución tecnológica.	160
6.4	Recomendaciones y trabajo a futuro.....	161
6.4.1	Estudio de diagrama tiempo-precipitación.	161
6.4.2	Forjado en caliente de anillos sin costura.	161
7	REFERENCIAS.....	162
8	LISTA DE TABLAS.....	168
9	LISTA DE FIGURAS.....	171
10	APÉNDICES	177
11	RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO.....	199

1 INTRODUCCIÓN

En las últimas décadas ha existido un increíble crecimiento en el uso de las turbinas para diferentes aplicaciones dentro de la industria, que están enfocadas a una gran cantidad de segmentos, como la aeroespacial, la de generación de energía, la petrolera, entre otras.

Las turbinas son fabricadas utilizando una gran variedad de diferentes materiales, que comprenden desde los aceros más comunes hasta superaleaciones avanzadas, éstas últimas están hechas para resistir en funcionamiento a ambientes corrosivos y altas temperaturas, y que dependiendo de la aleación pueden llegar a utilizarse hasta los 1000°C.

El sistema de una turbina es complejo y tiene diferentes tipos de componentes, como son los álabes, discos, anillos, flechas, rotores, entre otros, los cuales deben de ser resistentes a diferentes tipos de presiones y esfuerzos que se van generando durante todo el ciclo de su uso.

Cada uno de los componentes debe de ser perfectamente manufacturado, ya que pequeños defectos pudieran ocasionar fallas en la turbina, lo cual es garantizado por un estricto control de calidad. Las características principales que deben de estar en condiciones óptimas son las dimensionales y las propiedades mecánicas del material.

Las propiedades mecánicas recaen en la estructura interna del material, dicha estructura es la que controla el comportamiento del componente en la turbina, así mismo se necesitan cumplir requisitos

mínimos que la industria demanda. El núcleo de las propiedades mecánicas está relacionado con la microestructura, donde se combinan el tamaño de grano de la aleación y la condición en la que se presenta durante su manufactura.

La investigación estará enfocada en el estudio de los efectos de tener diferentes procesos termo-mecánicos de anillos sin costura de una superaleación base níquel de cuarta generación cuya materia prima tuvo diferentes métodos de fusión y en la determinación del diagrama tiempo-precipitación.

1.1 Objetivo.

Determinar el diagrama tiempo-precipitación de una superaleación base níquel de cuarta generación y el efecto en las propiedades mecánicas de los diferentes métodos de fusión junto con las variables críticas durante su procesamiento.

1.2 Objetivos particulares.

- Estudio de propiedades mecánicas bajo diferentes condiciones de procesamiento termo-mecánico y tratamientos térmicos para anillos rolados sin costura.
- Estudio metalográfico de los anillos fabricados bajo diferentes condiciones.
- Análisis del impacto que tiene la microestructura de dichos anillos con las propiedades mecánicas, específicamente la tensión a temperatura elevada y la dureza.
- Determinación del diagrama tiempo-precipitación en la superaleación base níquel de cuarta generación.

1.3 Hipótesis.

El método de fusión utilizado para la fabricación de la superaleación tiene un impacto directo en la distribución de los precipitados durante el procesamiento en caliente que se refleja en diferentes comportamientos en las propiedades mecánicas, con el conocimiento de estos efectos y el de la precipitación sería posible determinar los parámetros óptimos para obtener el mejor resultado de dichas propiedades.

2 ANTECEDENTES

2.1 Superalaciones de cuarta generación.

En las turbinas de la industria aeronáutica y de generación de energía se utilizan los materiales más avanzados para tener la mayor temperatura de operación posible que se refleja en una mayor eficiencia del componente. Los materiales que mejor se han adaptado para este tipo de industria son los denominados superaleaciones, algunas veces también llamados aleaciones de alta temperatura y alta tenacidad [1]; estos materiales tienen muy buenas propiedades mecánicas y físicas que los hacen ser altamente usados para la operación en altas temperaturas; mantienen las propiedades a dichas temperaturas sin sacrificar el rendimiento del componente en cuestión, adicional a esto también presentan gran resistencia a la corrosión y oxidación (degradación superficial) [2].

Entre las comparaciones más comunes de estos materiales están la termofluencia y el tiempo de ruptura, debido a que una de las principales características de estas superaleaciones es que sus propiedades no decrecen cuando se utilizan arriba de los 540°C [3].

A lo largo del tiempo han sido divididas en tres clases [2]:

- Base Níquel
 - El níquel es el elemento base de la aleación y tienen una tenacidad más elevada que los aceros. Los principales elementos aleantes son el cromo y cobalto en grandes cantidades, mientras que el niobio, aluminio, titanio y molibdeno en menores [1].

- Base Cobalto
 - En estas aleaciones generalmente el cobalto está presente en 40% de la composición del material seguido por el cromo entre un 15% y un 20%.
- Base Hierro-Níquel.
 - Estas aleaciones tienen su base alrededor del 70% entre los elementos hierro y níquel, mientras que el restante se agregan elementos de acuerdo a la aplicación final.

Cada uno de los grupos tienen diferentes elementos que generan distintos efectos, en la Tabla 2.1 se muestran los tres grupos descritos anteriormente y los efectos de la adición de los elementos químicos.

Tabla 2.1 – Efectos de elementos aleantes [3].

Efecto	Níquel	Cobalto	Hierro-Níquel
Tenacidad por solución sólida	Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta, Re	Nb, Cr, Mo, Ni, W, Ta	Cr, Mo
Estabilizadores FCC		Ni	C, W, Ni
Carburos en forma de:			
MC	W, Ti, Mo, Nb,	Ti	Ti
M ₇ C ₃	Cr	Cr	
M ₂₃ C ₆	Cr, Mo, W	Cr	Cr
M ₆ C	Mo, W, Nb	Mo, W	Mo
Carbonitruros	C, N	C, N	C, N
Formación γ' Ni ₃ (Al, Ti)	Al, Ti		Al, Ni, Ti
Incremento temperatura de γ'	Co		
Precipitados endurecedores	Al, Ti, Nb	Al, Mo, Ti, Ta	Al, Ti, Nb
Resistencia Oxidación	Al, Cr, Y, La, Ce	Al, Cr	Cr
Mejora termofluencia	B, Ta		B
Mejora ruptura	B	B, Zr	B
Refinadores de estructura	B, C, Zr, Hf		

En la Figura 2.1 se ilustra una comparativa en la prueba de ruptura entre varios tipos de superaleaciones, la base de la aleación es el factor de la gran diferencia que existe entre ellas.

La aleación a estudiar se encuentra clasificada como base níquel, con grandes contenidos de cromo y molibdeno.

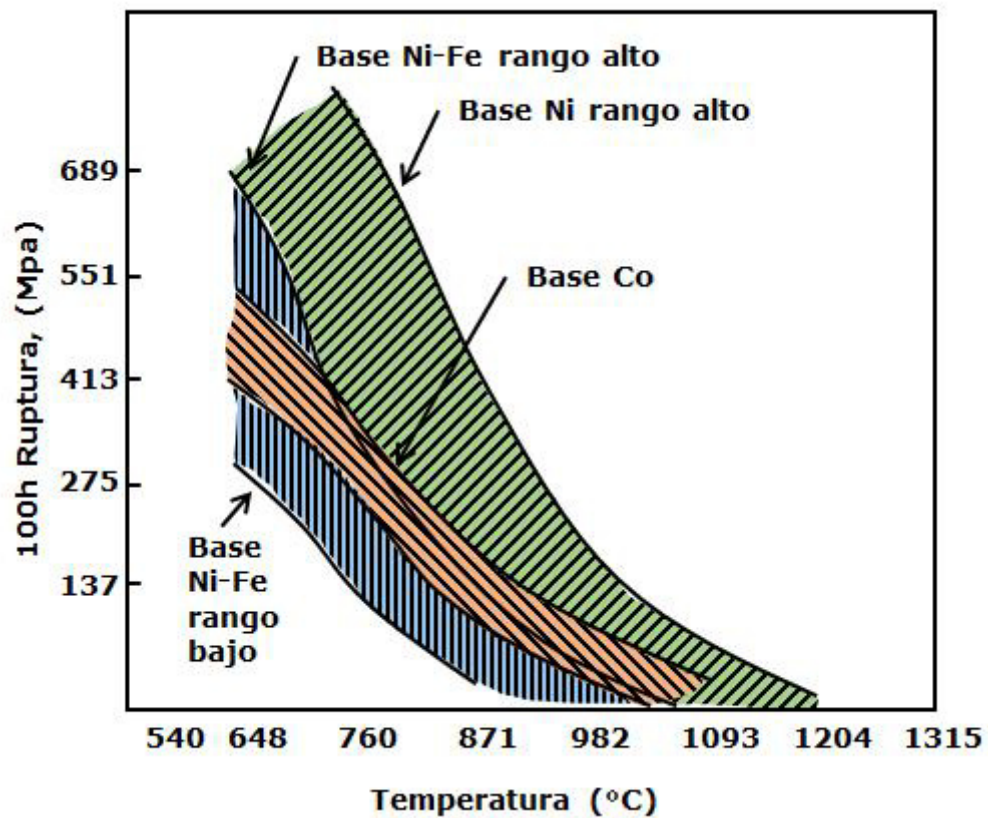


Figura 2.1 – Comparativa de la prueba de ruptura entre diferentes aleaciones cambiando la base de su composición química [4].

2.1.1 Historia de las superaleaciones.

Uno de los principales objetivos de los diseñadores de componentes para las industrias mencionadas anteriormente es utilizar los materiales más resistentes a la corrosión y a altas temperaturas [5].

Los primeros aceros inoxidables se crearon en la segunda y tercera década del siglo XX [3].

No sería sino hasta la segunda guerra mundial [6] en donde la necesidad de turbinas de gas darían pie a la invención de nuevas aleaciones, en la Figura 2.2 se muestran las primeras tres generaciones de las aleaciones y cómo fue su evolución, a partir de esa fecha el aumento de la temperatura de operación y carga se ha ido incrementando hasta la actualidad [3].

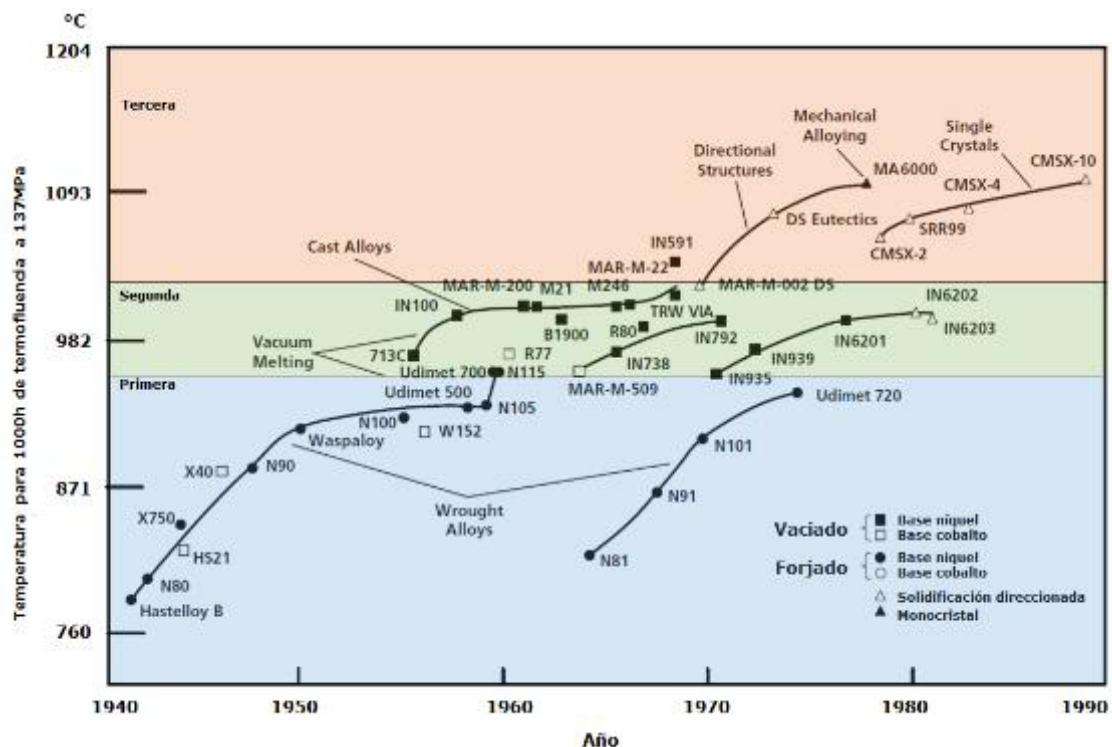


Figura 2.2 – Evolución de las primeras tres generaciones de superaleaciones desde 1940 y sus propiedades en termofluencia para 1000h con 137MPa de carga [7].

En un inicio se empezó por la clase de base cobalto hasta que se fue modificando el uso del níquel para tener un mejor control del tamaño de grano y microestructura, al mismo tiempo se empezaron a caracterizar los materiales en donde se controlaban los niveles de impureza para obtener las mejores propiedades mecánicas [8].

Las superaleaciones han sido divididas en varias generaciones, como se mencionó anteriormente, cada generación representó un incremento en las propiedades mecánicas y la temperatura de operación.

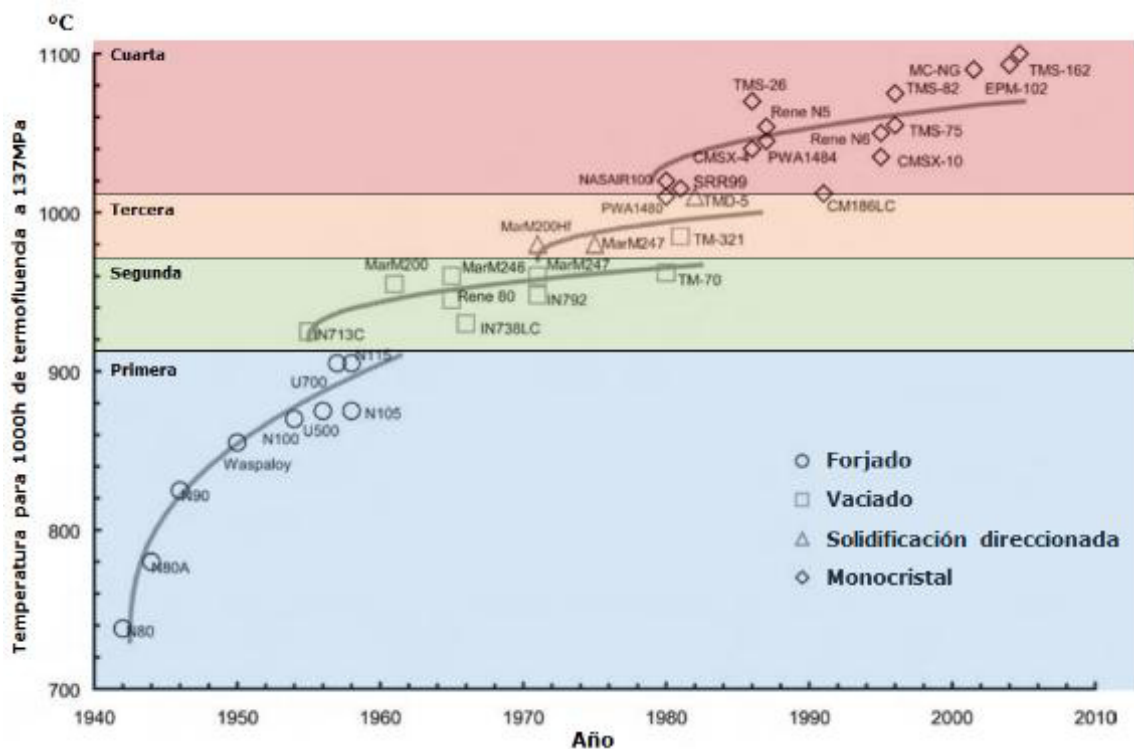


Figura 2.3 – Evolución de las primeras cuatro generaciones de superaleaciones desde 1940 y sus propiedades en termofluencia para 1000h con 137MPa de carga [7].

En la Figura 2.3 se observa la evolución de estas superaleaciones hasta su cuarta generación, sin embargo en la actualidad la sexta generación está siendo desarrollada y se encuentra en la etapa de pruebas a nivel laboratorio [9].

2.1.2 Aleaciones base níquel.

Las aleaciones base níquel pueden llegar a ser las más complejas y al mismo tiempo las más usadas en las partes calientes de los componentes entre todas las superaleaciones, tanto es el uso de las mismas que en el 2006 formaban más del 50% del peso total de una turbina de avión [10].

La metalurgia de las aleaciones es compleja pero es altamente conocida debido a la extensa investigación que se ha hecho a lo largo de los años, estas aleaciones pueden llegar a tener un rango de operación desde los 650°C hasta los 1100°C [8].

El níquel tiene una estructura cristalina cúbica centrada en las caras, y una densidad de 8.91 g/cm³, presenta una estructura austenítica durante todo el rango de temperatura por lo que lo hace muy estable en los procesos, la matriz generalmente tiene elementos de solución sólida como el hierro, cromo, cobalto, molibdeno, tungsteno, titanio y aluminio, estos últimos dos también funcionan como elementos que precipitan con el tratamiento térmico adecuado.

Las aleaciones base níquel son endurecidas por una combinación de solución sólida, endurecimiento por precipitación y presencia de carburos en las fronteras de grano.

El precipitado en una superaleación base níquel es γ' cúbica centrada en las caras con ordenamiento $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ en cualquiera de las formas Ni_3Al o Ni_3Ti . El precipitado γ' es un compuesto tipo A_3B , donde A es generalmente elementos electronegativos como el níquel, cobalto y hierro, mientras que B son elementos electropositivos como aluminio, titanio o niobio, este precipitado se deposita homogéneamente con una baja energía y tiene gran estabilidad a largo tiempo [4], y es

Si el niobio existe en suficiente cantidad en el precipitado, cuya estructura es tetragonal centrado en el cuerpo, entonces γ'' (Ni_3Nb) puede formarse, este precipitado de endurecimiento es muy importante ya que es la base del endurecimiento durante el tratamiento de diferentes aleaciones [11].

Son muchos los elementos que se consideran importantes y que se agregan durante la fabricación de las aleaciones para mejorar sus propiedades, pero también existen elementos como el silicio, fósforo,

azufre, oxígeno y nitrógeno que deben de ser controlados con alta precisión durante la fusión para evitar contrarrestar los beneficios [8].

Los carburos en las superaleaciones tienen tres principales funciones:

1. Los carburos formados en las fronteras de grano endurecen dichas fronteras y previenen o retardan el deslizamiento entre los granos, haciendo una matriz con mayor resistencia.
2. Una distribución de precipitados de carburos dentro de los granos incrementa la dureza y tenacidad, en ocasiones es sumamente importante cuando la aleación no tiene precipitados γ' .
3. Los carburos pueden atrapar ciertos elementos que pudieran provocar inestabilidad en las fases durante el uso del componente.

Debido a que los carburos son más duros y más frágiles [12] que los demás componentes de la matriz, su distribución a lo largo de las fronteras de grano tiene efecto en la tenacidad a alta temperatura, ductilidad y termofluencia. Estando presentes a grandes cantidades disminuirán las propiedades a partir de una saturación, pero si no están presentes existirán huecos dentro de la matriz lo que permitirá deslizamiento entre los granos y las propiedades se verán reducidas, por lo que lo ideal es una combinación de cadenas discontinuas de carburos a lo largo de la frontera de grano, esto se puede llegar a obtener con un tratamiento térmico adecuado.

Los carburos son usualmente formados justo debajo de la temperatura de solidificación durante el proceso de fusión, en su

estado inicial son grandes bloques de MC^* pero se descomponen durante los tratamientos térmicos en $M_{23}C_6$, M_6C , un ejemplo de estos carburos se ilustra en la Figura 2.5.

Los carburos en forma $M_{23}C_6$, donde en este carburo la M generalmente es cromo, se forman durante el tratamiento o temperaturas de servicio entre 760°C y 982°C , y pueden surgir de los carburos MC o por la combinación del carbono presente en la matriz [13].

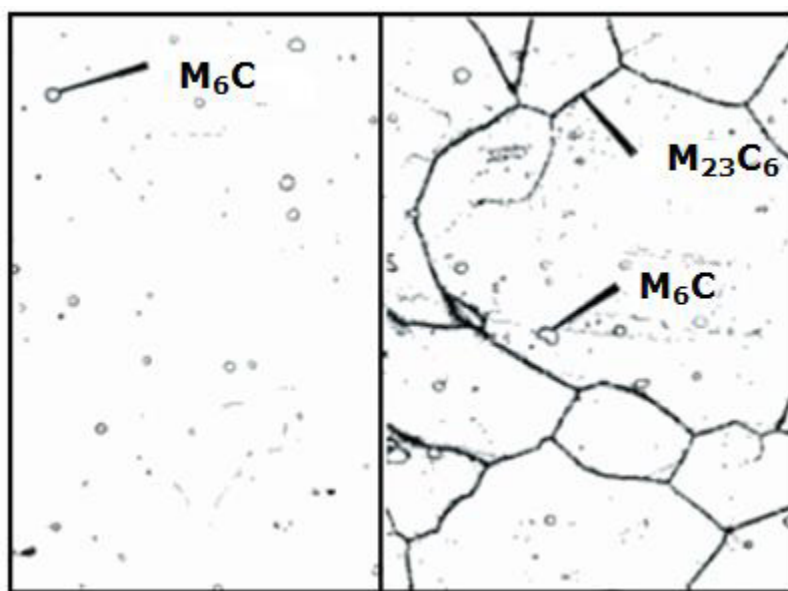


Figura 2.5 – Ejemplificación de los carburos tipo M_6C y $M_{23}C_6$ [13].

Los carburos tipo M_6C se forman en el rango de 815°C y 982°C , son similares a los anteriores pero tienden a formarse cuando existe mayor presencia de molibdeno y tungsteno [11].

* La M usualmente se refiere a Titanio, Tantalio, Niobio o Tungsteno.

Las aleaciones que tienen algún contenido de base níquel se pueden clasificar en 5 grupos dependiendo de los elementos presentes como lo muestra la Tabla 2.2.

Tabla 2.2 – Definición de grupos de las aleaciones con contenido de níquel en diferentes concentraciones [3].

Grupo	Contenido de Níquel	
	Min %	Max %
Níquel		
• Polvo y granulado	99.95	
• Comercialmente puro	99.60	99.97
Níquel – Cobre		
• Baja aleación	2	13
• Cobre-níqueles	10	30
• Eléctricamente resistentes	45	
• Aleaciones no magnéticas		60
• Alto contenido de níquel	50	
Níquel – Hierro		
• Aceros forjados	0.5	9
• Aleaciones magnéticas	20	90
• Con coeficiente de expansión controlada	29.5	32.5
• Alta permeabilidad	49	80
• Aleaciones no magnéticas	10	20
Níquel – Hierro – Cromo		
• Aleaciones resistentes alta temperatura	40	85
• Aleaciones eléctricamente resistentes	35	60
• Superalaciones base hierro	9	26
• Aceros inoxidable	2	25
• Aceros para válvulas	2	13
Níquel – Hierro - Cromo – Molibdeno		
• Base níquel solubilizado	40	70
• Base níquel envejecido	40	80

Algunos ejemplos de las aleaciones descritas en la Tabla 2.2 se describen en la Tabla 2.3.

Tabla 2.3 – Ejemplos de aleaciones base níquel y composición química de los 5 principales elementos químicos [14].

Material	Ni	Fe	Cu	Cr	Mo
Nickel 200	99.5	0.15	0.05		
Monel 400	66.5	1.35	31.5		
Inconel 600	76.0	7.20	0.10	15.8	
Inconel 617	54.0			22.0	9.0
Inconel 718	52.5	18.0	0.10	19.0	3.0
Hastelloy X	48.0	18.5		22.0	9.0
Haynes 242	62.5	2.0	0.5	9.0	26.0

La aleación estudiada está en la última categoría de la Tabla 2.2 que es el grupo de Níquel-Hierro-Cromo-Molibdeno.

Este grupo está enfocado a resistir un medio ambiente de operación con condiciones de corrosión severas, una buena resistencia a la oxidación y tenacidad hasta 1093°C [14].

2.1.3 Tratamientos térmicos de las superaleaciones.

Estrictamente hablando un tratamiento térmico es la aplicación de calor por cierto tiempo a la aleación, dependiendo de la temperatura se pueden obtener diferentes cosas del material, como por ejemplo:

- Reducir los esfuerzos internos.
- Promover crecimiento de tamaño de grano.
- Homogenización de la estructura.
- Promover recristalización.
- Disolución de fases.
- Creación de fases.
- Modificación de la estructura cristalina de la matriz.

Estos son algunos ejemplos de cómo se puede manipular el componente aplicándole un tratamiento térmico antes o después del trabajo mecánico.

Hablando particularmente de las superaleaciones existen tratamientos térmicos comunes que se les aplican, entre los más usados están:

- Relevado de esfuerzos.
- Recocido.
- Solubilizado
- Envejecido.

Con estos tratamientos térmicos se pueden obtener la mayoría de las propiedades mecánicas necesarias para las aplicaciones industriales [15].

La aleación a estudiar tiene una etapa de solubilizado seguido por un envejecido, las cuales se describirán con mayor detalle a lo largo de esta sección.

La estructura y las propiedades alcanzadas por un tratamiento térmico son afectadas por el área transversal del componente, es por eso que existe una etapa llamada de pre-calentamiento para considerar el tiempo necesario en que el centro del componente está a la temperatura iniciada por el tratamiento térmico a seguir [3].

2.1.3.1 Solubilizado.

En el solubilizado se espera que se disuelvan las segundas fases y que se prepare la aleación para el tratamiento de envejecido, adicional a esto la estructura se homogenizará y una recristalización total de la estructura puede ser alcanzada para tener una mayor ductilidad.

Generalmente, el solubilizado es el primer paso de un tratamiento en una aleación que precipita durante el envejecido, la temperatura de este tratamiento es ajustada dependiendo de la aleación. Si la temperatura aplicada corresponde a la parte alta del rango es para promover buenas propiedades de termofluencia; mientras que en realizar el tratamiento térmico en el rango bajo de temperaturas resulta en una mejor resistencia a la tensión en elevadas temperaturas, así como una mejor resistencia a la fatiga. El enfriamiento tiene que ser rápido evitando el crecimiento del tamaño de grano, para ello se puede utilizar aire forzado o temple en algún líquido ya sea agua o aceite. En este proceso se tienen que cuidar los tiempos máximos de exposición, ya que pudiera afectar la respuesta de algún tratamiento térmico posterior.

2.1.3.2 Envejecido.

Durante el tratamiento térmico de envejecido se busca que todos los precipitados se promuevan en la matriz para aumentar la dureza y tenacidad de la aleación, se le denomina envejecido ya que generalmente se necesita que la aleación esté expuesta a una temperatura por tiempos largos.

En estos tratamientos se promueve la formación de las fases γ' y/o γ'' a partir de la matriz generada en la etapa de solubilizado donde quedaron atrapados por el enfriamiento rápido [16].

Las temperaturas de precipitación no sólo afectan el tipo de precipitados, sino que también tienen influencia en el tamaño y su distribución, el rango puede empezar a una temperatura tan baja como 600°C hasta llegar cerca de los 1100°C.

Algunos de los factores que influyen en la selección de las temperaturas aplicadas son:

- Tipo y cantidad de fases presentes por precipitar.
- Temperatura de servicio.
- Tamaño de precipitado deseado.
- La combinación de tenacidad y ductilidad deseada.

En algunas ocasiones el material pudiera precipitar más de una fase, y pudiera no ser benéfico si se tienen las dos al mismo tiempo, y es por eso que dentro de los tratamientos de envejecido existen tratamientos con diferentes etapas de temperatura para estar precipitando la fase deseada en el tiempo deseado [3].

2.1.4 Superafecciones en las turbinas.

Las superafecciones están presentes en gran parte de una turbina, ya sea de generación de energía o para la industria aeroespacial, la turbina tiene tres principales secciones [17] como lo muestra la Figura 2.6, compresión, combustión y turbina, adicional a estas tres secciones es importante mencionar la entrada de aire y escape [18].

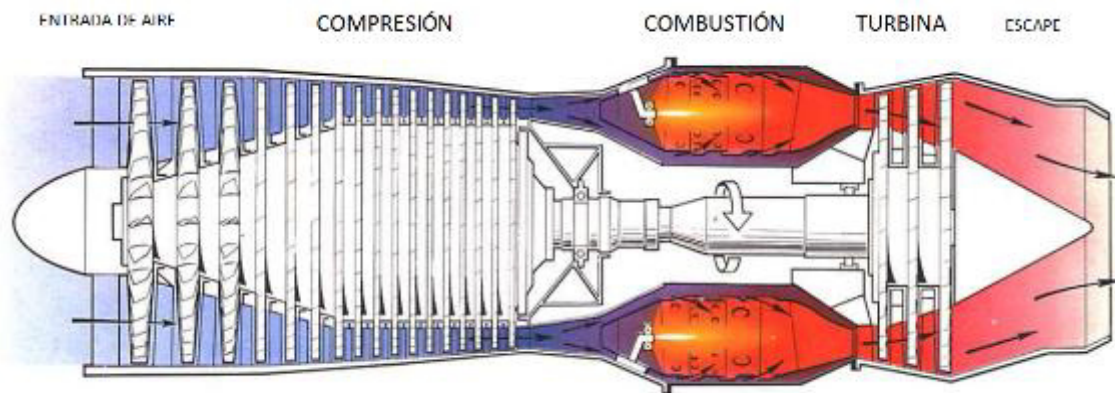


Figura 2.6 – Imagen transversal de una turbina de gas e identificación de las diferentes secciones [17].

La entrada de aire es una parte importante de la turbina, en esta parte se tiene que cuidar la calidad del aire para evitar desgaste prematuro, corrosión y erosión de los componentes internos de la turbina, también sirve como barrera para evitar daños por objetos ajenos [19]. Cuando se está haciendo el diseño de esta parte es importante conocer el medio ambiente en donde estará la turbina, en qué rango de temperaturas estará expuesta, contaminación, polvo, sales, etc.

En la parte de la compresión, el aire es tomado del exterior y pasa por una serie de cavidades y secciones, que pueden variar entre 9 y 17 dependiendo del tipo de turbina y del tamaño [20], por donde se va comprimiendo cuya consecuencia es aumentar su presión y temperatura, justo antes de llegar a la cámara de combustión el aire puede tener una temperatura de arriba de 400°C y una relación de compresión de 9.5:1.

El aire siempre tiende a ir hacia la zona de menor presión en la turbina, sí se presentara esto, la eficiencia en la parte de la compresión disminuiría de forma drástica y es por eso que se tienen sellos en cada una de las etapas para evitarlo. Estos sellos son fabricados de materiales con bajo coeficiente de expansión térmica y el material estudiado en esta investigación es un ejemplo de ellos.

En la parte de la combustión el aire se combina con el combustible y ocurre la reacción expandiendo el aire y acelerándolo, es importante tener los materiales adecuados ya que las temperaturas alcanzadas por parte de los quemadores es de 1900°C [21], dicha temperatura está por encima de las temperaturas de fusión de los metales, por lo que componentes con recubrimientos cerámicos son necesarios para controlar la salida de los gases y temperaturas, al final de la cámara

de combustión los gases están a una temperatura promedio de 1100°C donde las superaleaciones son materiales adecuados para trabajar en ese valor. La turbina generalmente formada por cuatro etapas, es donde se convierte la energía de los gases a un movimiento mecánico, que regresa el movimiento a la parte de la compresión para continuar con el ciclo.

En el escape se aprovecha la salida de los gases calientes para poderles dar uso posterior, en turbinas de generación de energía se puede combinar con un sistema de ciclo combinado y en las turbinas aeroespaciales sirve para mejorar el empuje que se tiene al final [22].

La Figura 2.7 muestra la distribución típica de una turbina de avión. Se ve claramente que las aleaciones base níquel están presentes en gran parte de la turbina y especialmente en las partes calientes.

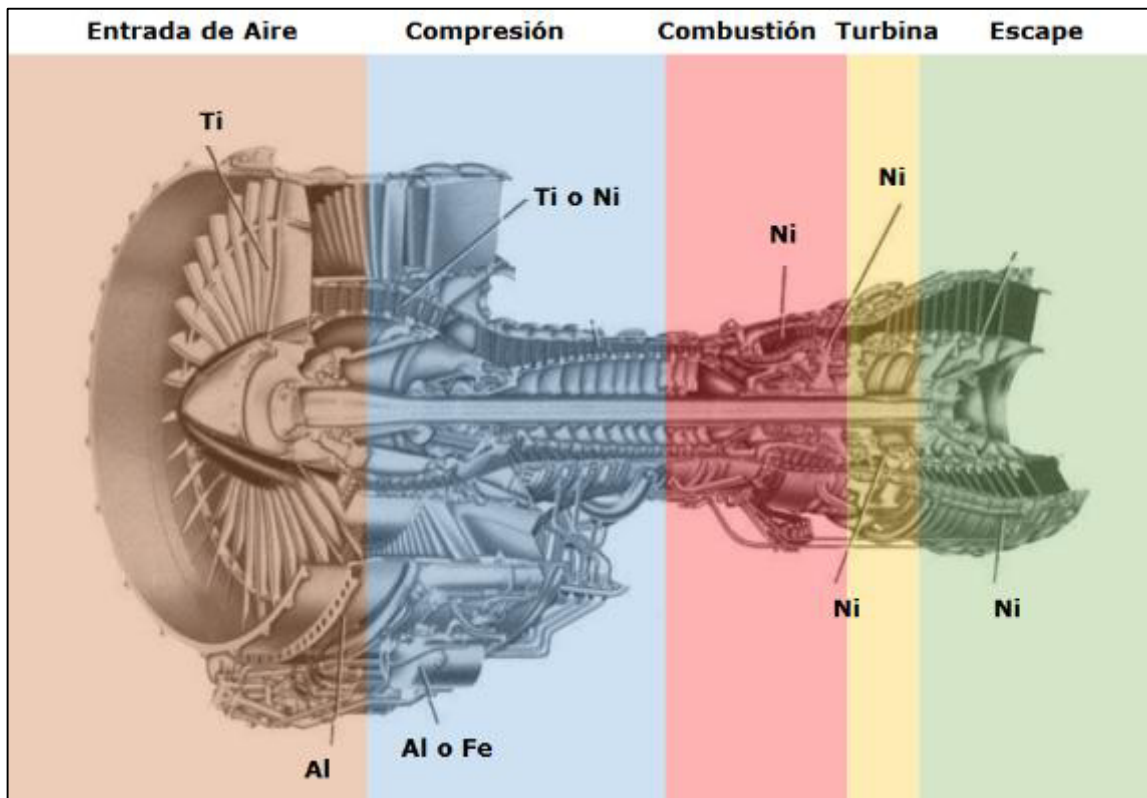


Figura 2.7 – Base de las aleaciones en las diferentes secciones de la turbina [17].

Algunos de los componentes que pueden estar fabricados de superaleaciones base níquel son los sellos como se mencionó anteriormente, en la zona de alta compresión antes de la cámara de combustión, discos rotatorios de la parte de la turbina y en la zona de escape de los gases después de la combustión.

2.2 Métodos de fusión en las superaleaciones.

Las superaleaciones pueden ser producidas por tres diferentes procesos, vaciado, metalurgia de polvos y deformación termomecánica, como lo muestra la Figura 2.8. Independientemente de la ruta del proceso que se siga, los lingotes deben de ser fundidos con los elementos necesarios para llegar a obtener la aleación estudiada.

Una fusión al vacío es necesaria para la mayoría de las aleaciones base níquel y hierro-níquel debido a la presencia de aluminio y titanio, mientras que las aleaciones base cobalto carecen de estos elementos por lo que se pueden fundir en aire.

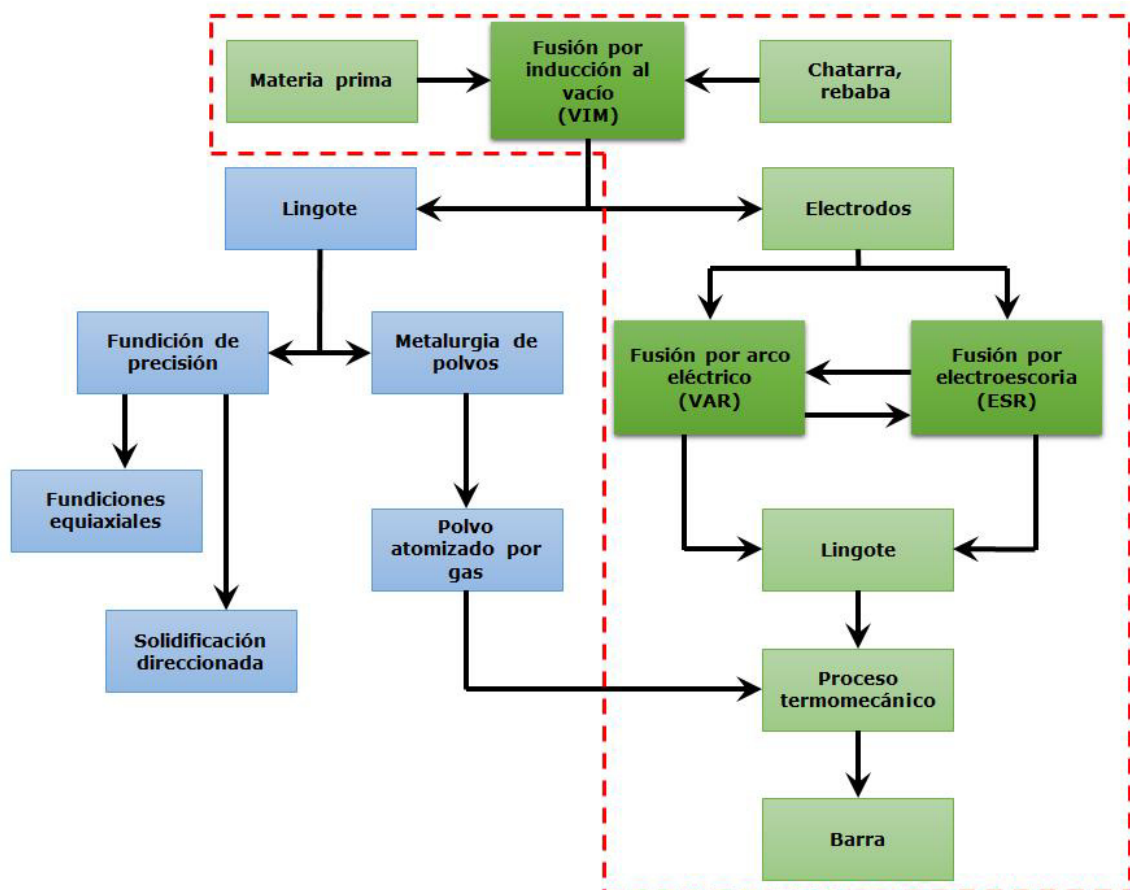


Figura 2.8 – Diagrama de fabricación y procesamiento de las superaleaciones.

Los requerimientos básicos para la fusión de estas aleaciones descritas por Schlatter [23] es proveer un producto limpio y consistente, tener buen control de la química y también un buen control del refinamiento, adicional a esto es eliminar cualquier contaminación atmosférica, tener control de la solidificación y confiabilidad en la producción.

Enfocándonos particularmente a las aleaciones base níquel, el primer método que se utiliza es fusión por inducción al vacío (VIM[†]), el uso de este método reduce los gases intersticiales (O₂, N₂) [3] a niveles bajos y permite un mayor nivel de control en el aluminio y titanio por lo que resulta en una menor contaminación de la escoria formada mejorando la vida de ruptura como lo muestra la Figura 2.9.

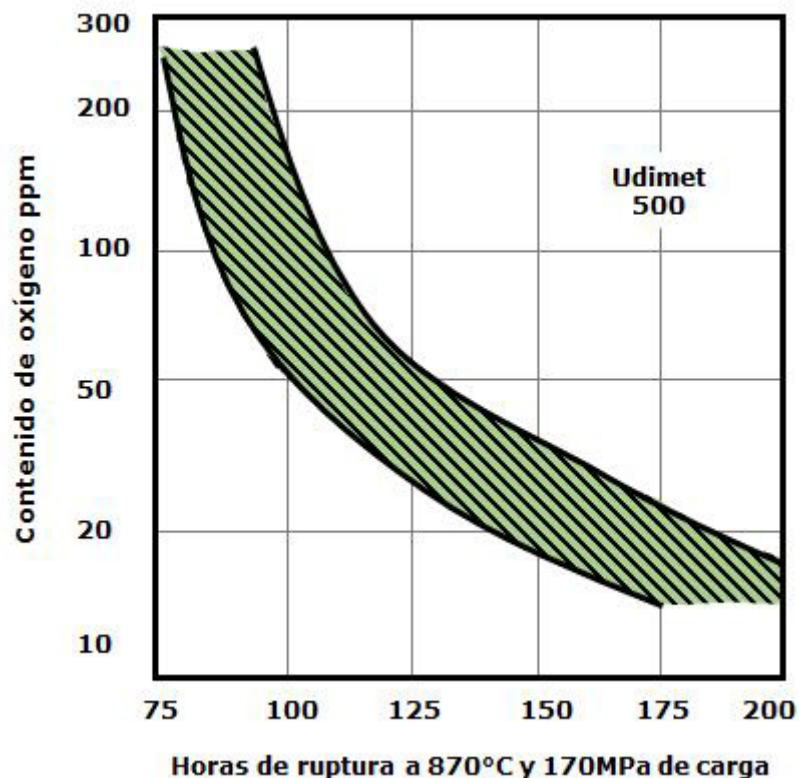


Figura 2.9 – Efecto del contenido de oxígeno en una prueba de ruptura a 870°C y 170MPa de carga [11].

[†] VIM por sus siglas en inglés *Vacuum induction melting*.

A pesar de que el VIM es el proceso más usado para la primera fusión, si la aleación va a tener una aplicación de grandes requerimientos mecánicos, un segundo proceso de fusión tiene que ser utilizado, ya que los lingotes producidos por el primer método pudieran llegar a tener una estructura no uniforme con tamaño de grano no deseado, segregación de elementos y encogimiento [24].

Los dos procesos más comunes para la segunda fusión son por electroescoria (ESR[‡]) y por arco al vacío (VAR[§]) estos dos procesos refinan la estructura de solidificación. En ocasiones dos procesos no son suficientes para poder llegar a tener las condiciones necesarias en nuestro metal vaciado, por lo que un tercer proceso se necesita. La combinación puede variar *id est* VIM+ VAR+ VAR, VIM+ ESR+ VAR, VIM+ VAR+ ESR, etc [11].

[‡] ESR por sus siglas en inglés de *Electroslag Remelting*.

[§] VAR por sus siglas en inglés de *Vacuum Arc Remelting*.

2.2.1 Fusión por inducción al vacío (VIM).

La fusión por inducción al vacío es la preparación de la composición química del material [11] en una cámara que reduce las atmósferas a valores muy bajos, fue desarrollado desde la década de 1950 [25] cuando se descubrió que este tipo de procesamiento tenía una vida superior del componente, lo que trajo grandes avances en diferentes industrias, en aquellos años las principales industrias impulsadas por esta tecnología fue la aviación y la militar.

Posterior a eso, se empezó a utilizar las aleaciones resultantes en componentes de turbinas de gas, reactores nucleares y electrónica avanzada, alguna de las ventajas de este proceso son:

- Eliminación de gases indeseables y elementos volátiles potencialmente dañinos para el material al momento de estarse produciendo la fusión.
- Control de análisis químico y reproducibilidad debido al vacío.
- Un alto nivel de control del proceso.
- Fusión libre de escoria ya que no se necesita una capa de protección que al mismo tiempo disminuye la contaminación.
- Protección contra gases atmosféricos.
- Flexibilidad de hacer coladas pequeñas y cambio de aleaciones.

Aunque el proceso es bastante simple conceptualmente, el equipo es muy sofisticado en comparación con la fundición al aire. El horno se compone de una cámara de fusión, cámara de molde, sistema de bombeo, suministro de energía eléctrica y una estación de control, una representación esquemática se puede ver en la Figura 2.10.

La cámara de fusión contiene el crisol refractario, generalmente compuesto por cerámicos dióxido de circonio (ZrO_2), óxido de magnesio (MgO) o alúmina (Al_2O_3) [7], rodeado por la bobina de

inducción que suministra energía a la fusión y a la agitación. La carga de materia prima, los contenedores para adiciones extra, dispositivos de muestreo, instrumentación y control se encuentran en las posiciones adecuadas en la parte superior de la cámara de acceso directo a la superficie de la masa fundida [26].

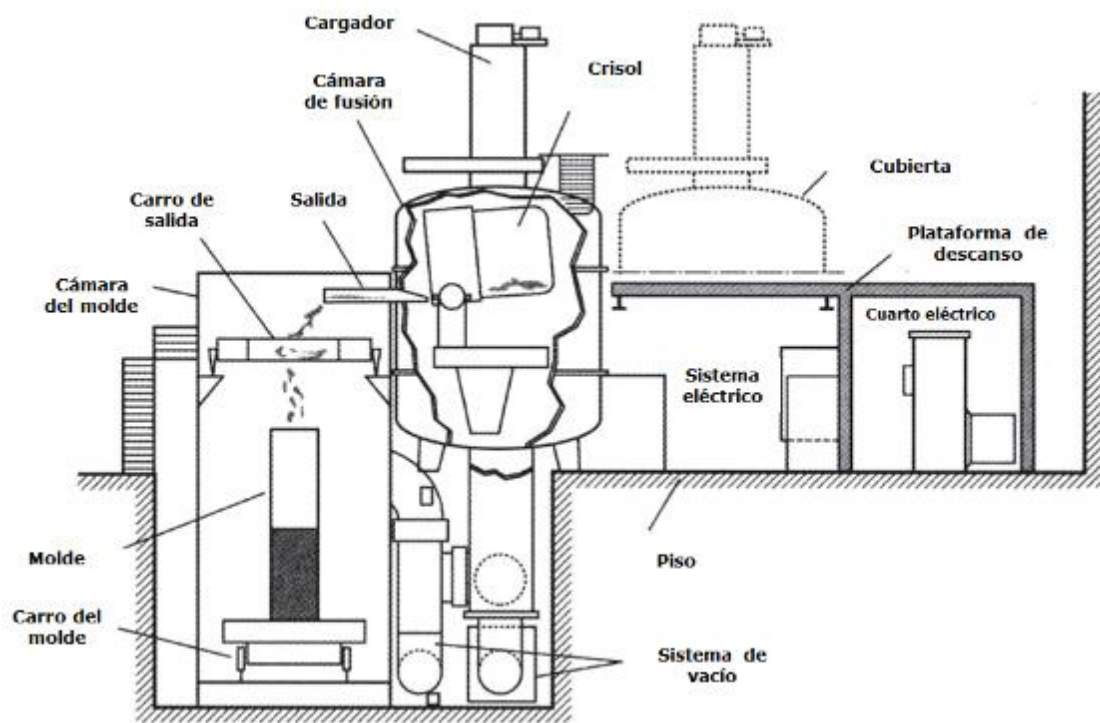


Figura 2.10 – Diagrama de componentes de la fusión por inducción al vacío [23].

Cuenta con un sistema de bombeo que varía considerablemente, dependiendo del volumen del horno, el tipo de aleaciones que se van a fundir, velocidad de bombeo deseada y el vacío final requerido [27].

Este proceso también tiene desventajas [28], como lo pudieran ser:

- Erosión del refractario y sus reacciones.
- Falta de control en la velocidad de solidificación que pudiera causar encogimiento no homogéneo resultando porosidad en el lingote.
- Micro y macro estructura no uniforme.
- Estructura superficial con defectos.

Los hornos tienen diferentes tamaños, pueden ir desde los 4,500 Kg hasta los 22,750 Kg, generalmente consisten en dos capas de refractario, las de los hornos pequeños pueden ser de una sola pieza, mientras que para los más grandes es un conjunto de cerámico en forma de ladrillos, la función de tener dos capas es para que la capa exterior sirva de protección a la bobina en caso de que haya escape de metal líquido mientras que la del interior es la que funciona como interfase con el metal y se reemplaza una vez que la erosión pueda llegar a afectar al sistema [3].

2.2.2 Segunda fusión por arco al vacío (VAR).

Este proceso es el más comercialmente antiguo [8], usado y aceptado para refundir electrodos fabricados por VIM en Estados Unidos de América [29] una representación esquemática de un horno para esta método está en la Figura 2.11. La fusión tiene lugar en un molde de cobre enfriado por agua a bajas presiones (vacío), el calor es controlado por una corriente de arco eléctrico de bajo voltaje entre el electrodo y el molde de metal. La velocidad de fusión es controlada por la corriente de entrada [11].

La transferencia de calor y de masa tiene una gran influencia en la calidad del lingote producido por este método, durante el procesamiento una película líquida muy delgada es formada en la parte inferior del electrodo y por la fuerza gravitacional se empiezan a formar protuberancias que cuelgan, estas últimas forman gotas que se transfieren hacia el molde donde son enfriadas y solidificadas.

El control de avance regula el arco eléctrico formado entre el electrodo y el molde a través de las gotas, en promedio los sistemas están a una velocidad de fusión entre el rango de 2Kg/min hasta 6Kg/min

Para un diámetro específico el metal líquido aumenta cuando la energía se incrementa y el arreglo del sistema de voltaje pudiera llegar a tener hasta 75% de eficiencia en el proceso [7].

A pesar de que la VAR mejora considerablemente la micro y macro estructura en comparación con la VIM, pueden llegar a presentarse puntos blancos en la superficie y pecas; éstas últimas son áreas de segregación anormal de solutos en gran concentración mientras que los puntos blancos son áreas de baja concentración [28]. El proceso VAR llega a tener menores defectos de segregación que el ESR [11].

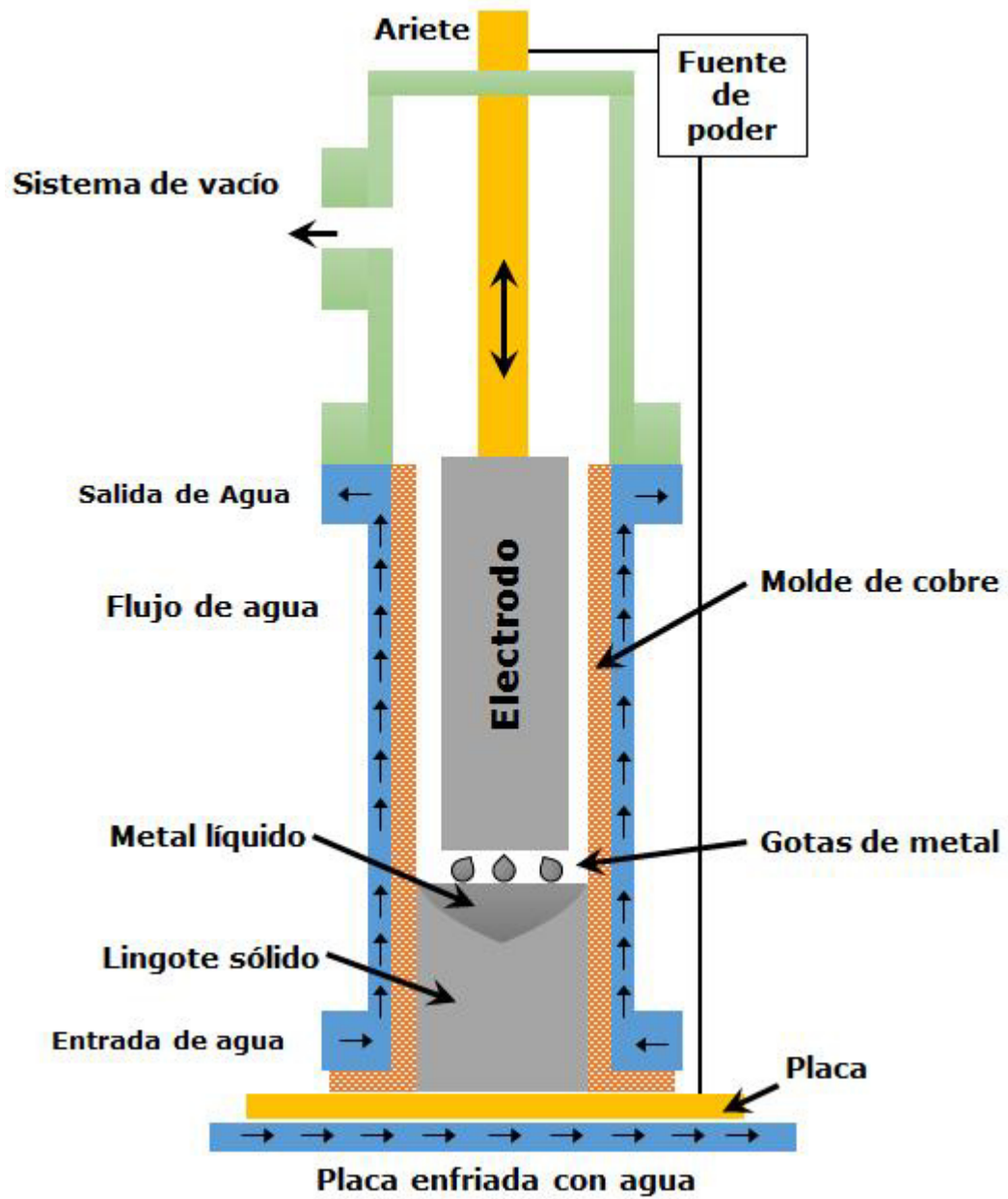


Figura 2.11 – Representación esquemática de los componentes en el horno de una fusión con arco eléctrico (VAR).

2.2.3 Segunda fusión por electroescoria (ESR).

La fusión por electroescoria (ESR) fue desarrollado de manera industrial en la década de los 1950, este método permite tener lingotes pequeños hasta lingotes de 165 toneladas de peso.

Para la ESR el electrodo proveniente de la VIM está en contacto con un baño de escoria, de ahí proviene el nombre, en un molde refrigerado, una corriente pasa a través de la escoria. Entre el electrodo y el lingote que se está formando existe la reacción y empieza a formarse gotas de la aleación donde viajan hasta al final del molde enfriado por agua donde se solidifican [30] este proceso no está en vacío y la interacción es con la escoria en conjunto con la corriente alterna que se suministra, la Figura 2.12 muestra un esquema de este proceso.

El sistema está preparado para ir ajustando la altura de la reacción e ir formando el lingote, por lo que es homogéneo, solidifica en una dirección y generalmente con el centro sólido sin poros.

A diferencia de la VIM este proceso cuenta con un mejor control de la velocidad de solidificación y de formación del lingote, mejora la calidad superficial del producto, así como la micro y macro estructura comparándola con la obtenida durante la primera etapa de fusión.

Las escorias utilizadas generalmente para este proceso son del tipo fluoruro de calcio (CaF_2), cal (CaO) y alúmina (Al_2O_3), en función de la aleación a procesar [27].

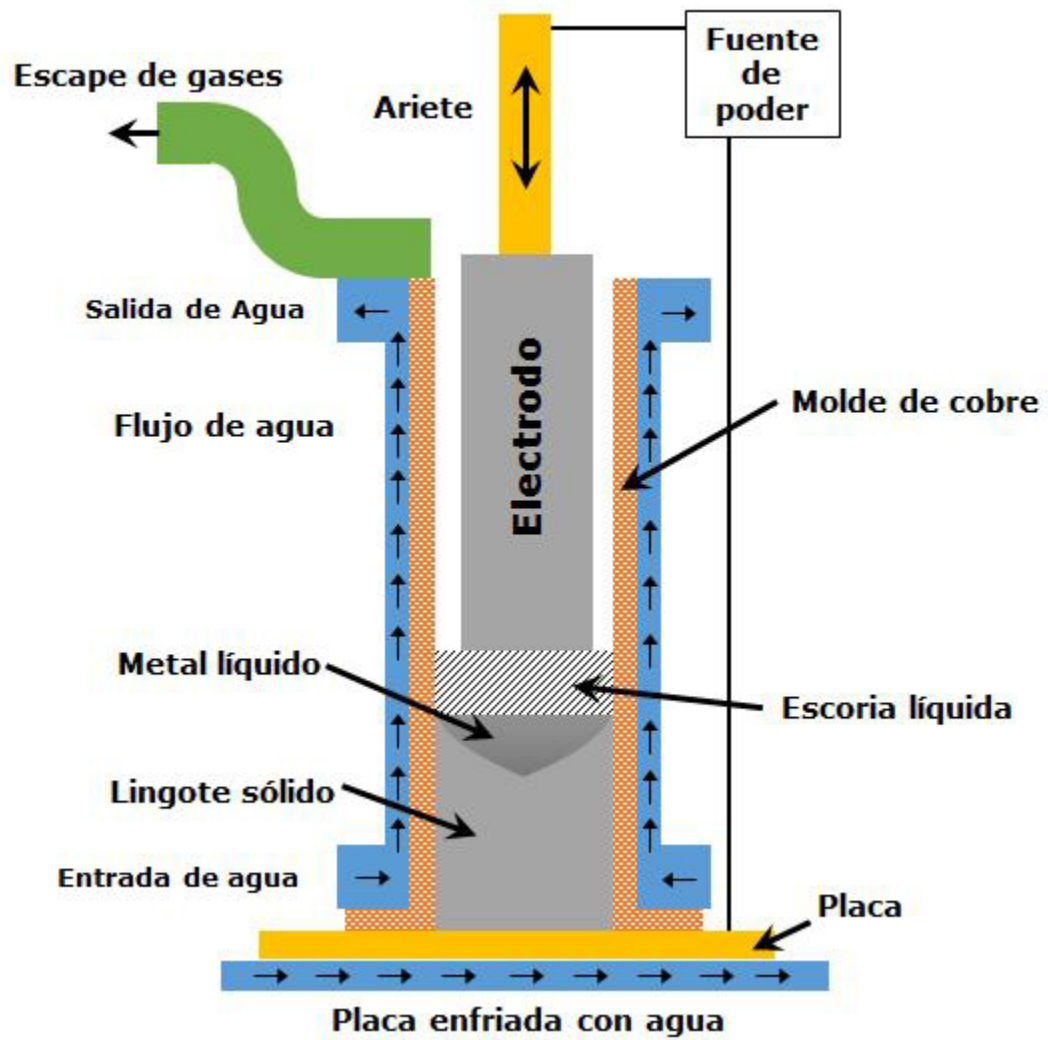


Figura 2.12 – Representación esquemática de los componentes en el horno de una fusión con electroescoria (ESR).

2.3 Diagramas de tiempo-transformación-temperatura.

Los diagramas de tiempo, transformación y temperatura (TTT) en ocasiones también son llamados diagramas de transformación isotérmica, los cuales muestran la cinética de las transformaciones.

Los primeros diagramas se desarrollaron con aceros eutectoides, donde se llegó a determinar perlita y bainita en una primera instancia, y posteriormente se agregó las temperaturas M_S y M_F de la martensita.

Existen diferentes métodos para la obtención de estos diagramas, el más usado y con mejores resultados [31] es el hacer tratamiento térmico a las muestras y hacer una medición de dureza en cada una de las etapas relacionándolas con la microestructura resultante de cada una de ellas. Otros métodos pueden ser el análisis por dilatometría, resistencia eléctrica, permeabilidad magnética, emisión acústica, medición de densidad, por mencionar algunos. Lo que se puede llegar a plasmar en un diagrama TTT son las transformaciones del metal si se presentan, el comportamiento de las propiedades a lo largo de una serie de combinaciones de tiempo y temperatura, también es posible llegar a desarrollar la velocidad de transformación cuando se hace una correlación de tiempo-temperatura, o por lo contrario el tiempo necesario que se necesita para que una fase o transformación ocurra, de igual manera muestran la evolución de la dureza que se refleja en el cambio de propiedades mecánicas.

Los factores que tienen influencia en los diagramas TTT son la composición química (Figura 2.13), el trabajo aplicado que se refleja en la microestructura del material, el material *per se*, si tiene transformaciones de fases, formación de precipitados, entre otros.

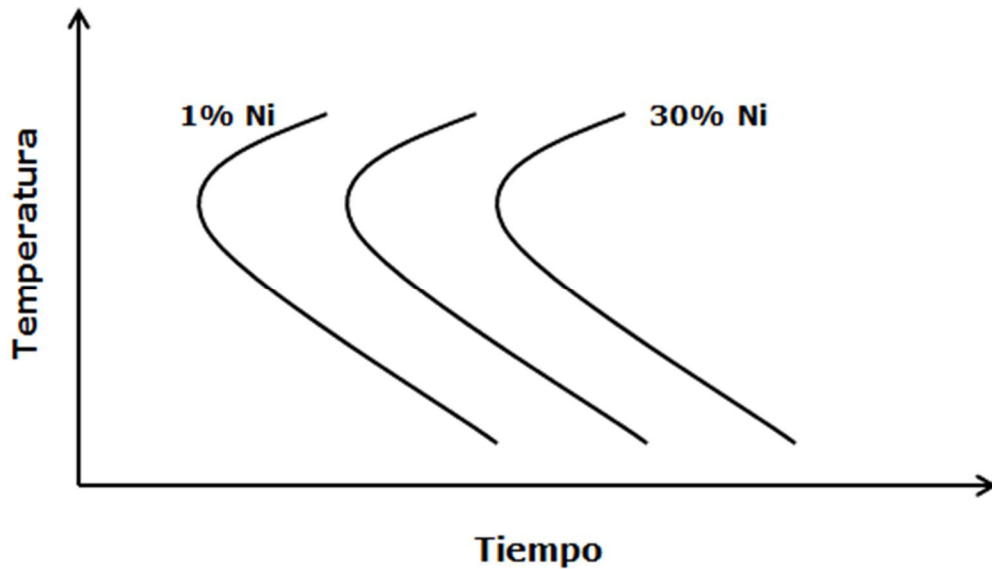


Figura 2.13 – Efecto del contenido de Ni en peso para una aleación Fe-Ni-Mn [31].

El primer diagrama realizado para una superaleación fue el del material Inconel 718 fue desarrollado por Eiselstein en 1965 [32], sin embargo el diagrama desarrollado en esos tiempos ha ido cambiando debido a las modificaciones de la composición química del material, recordando que es uno de los factores que genera cambios en el diagrama. Las modificaciones principales al diagrama original son la determinación de las fases Laves que precipitan en tiempos muy cortos [33], y la determinación de la fase delta que precipita con anticipación que lo reportado inicialmente.

Xishan Xie *et al* [32] confirman que la condición del material afecta en el desarrollo del diagrama, se menciona que los esfuerzos residuales, la deformación aplicada, la presencia de la fase delta ya sea por solución sólida o por precipitación y la segregación de Nb después de los ciclos aplicados, son condiciones que impactan directamente en el resultado.

2.4 Propiedades estructurales.

Los materiales que se han mencionado están sujetos a fuerzas y cargas durante su servicio, por lo que es necesario conocer las características del material y poder hacer un diseño adecuado dependiendo de las mismas para tratar de evitar fracturas o daños permanentes del componente de manera anticipada.

2.4.1 Comportamiento mecánico.

El comportamiento mecánico del material refleja la relación entre la deformación y la fuerza aplicada, las propiedades más importantes son la dureza, resistencia última a la tensión, ductilidad [34] y en las superaleaciones también se tiene que mencionar la termofluencia y la resistencia a la ruptura.

Estas propiedades se miden a nivel laboratorio donde se trata de simular las condiciones del componente en servicio, en muchas ocasiones se iguala la temperatura de la prueba con la de operación, las cargas a compresión o de tensión a las cuales serán sometidos dichos componentes, condiciones ambientales como la humedad, por mencionar algunas.

2.4.1.1 Prueba de tensión.

Una de las pruebas de esfuerzo-deformación más utilizadas es la de tensión, de la cual se puede obtener mucha información. Durante la prueba una probeta es tensionada hasta su fractura con incrementos graduales de carga una vez que empieza la prueba.

La prueba es en una sola dirección y en el eje principal de la probeta, un ejemplo del espécimen se ilustra en la Figura 2.14. Para los anillos y discos utilizados en las turbinas, las probetas son cilíndricas, una vez maquinadas y puestas en la máquina se empiezan a deformar a una velocidad constante.

Para las superaleaciones esta prueba se llega a realizar en altas temperaturas con el objetivo de simular las condiciones en las cuales estará el componente, en el caso de la aleación estudiada en este trabajo la temperatura de operación es de 650°C.

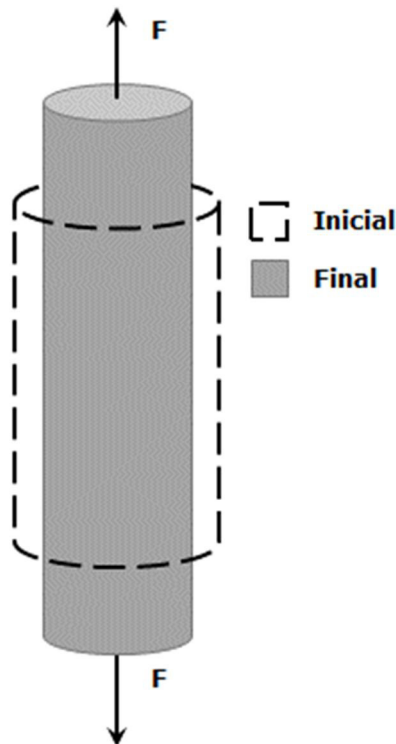


Figura 2.14 – Imagen representativa de lo que ocurre durante la prueba de tensión y el cambio del estado de la probeta.

Los resultados plasman la fuerza necesaria para una elongación determinada, estos valores son dependientes del tamaño de la probeta ya que se requerirá el doble de fuerza para producir la misma elongación si el área transversal de la probeta es dos veces la inicial.

Para minimizar estos factores geométricos se utilizan el esfuerzo y deformación ingenieril. La Ecuación 2.1 define la relación del esfuerzo ingenieril mientras que la Ecuación 2.2 se refiere a la deformación ingenieril.

$$\sigma = \frac{F}{A_0}$$

Ecuación 2.1 – Esfuerzo ingenieril.

La medición de la deformación ingenieril es adimensional por lo que no depende del sistema de medición, en ocasiones se puede llegar a reportar en porcentajes.

$$\epsilon = \frac{l_i - l_0}{l_0} = \frac{\Delta l}{l_0}$$

Ecuación 2.2 – Deformación ingenieril.

2.4.1.2 Deformación plástica.

Para la mayoría de los metales la deformación elástica tiene un valor máximo de 0.005, después de este punto el esfuerzo no es proporcional a la deformación y ésta se hace permanente sin tener opción a recuperarse [35], a esto se le conoce como deformación plástica.

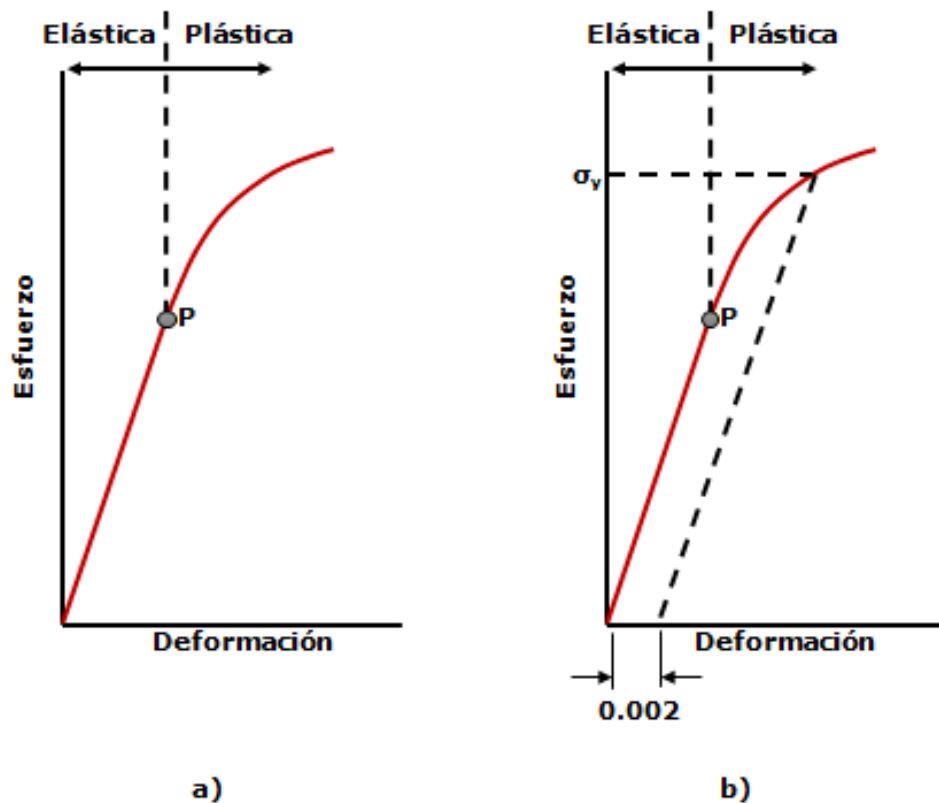


Figura 2.15 – Representación de la deformación plástica y elástica en los metales [35].

La Figura 2.15 a) muestra una representación esquemática de este fenómeno, la transición entre la deformación elástica y la deformación plástica ocurre de forma gradual para la mayoría de los metales.

Si se viera desde un punto de vista atómico, la deformación plástica corresponde al rompimiento de enlaces entre los átomos vecinos y formando nuevos pero no en su posición original.

2.4.1.3 Esfuerzo de cedencia y esfuerzo último a la tensión.

Gran parte de las estructuras existentes están diseñadas para asegurar que durante su servicio sólo se le aplique deformación elástica, ya que cuando el componente en cuestión sufre una deformación plástica empieza a tener un funcionamiento no esperado en el diseño. El punto en el que el componente empieza a cambiar su tipo de deformación de elástica a plástica lo podemos llamar punto de cedencia, este punto es donde el material ya no puede recuperar su dimensión original, cuando el material no presenta un punto si no un rango, se toma el valor menor para establecer un límite como lo muestra la Figura 2.15 b), cuando ocurre esto el valor no se puede establecer con exactitud por lo que se ha establecido tomar en cuenta una línea paralela a la zona de la deformación plástica desplazada por 0.2% (0.002) y la intersección de la paralela con la línea del esfuerzo es llamado esfuerzo de cedencia (YS^{**}).

^{**} YS por sus siglas en inglés de *Yield Strength*.

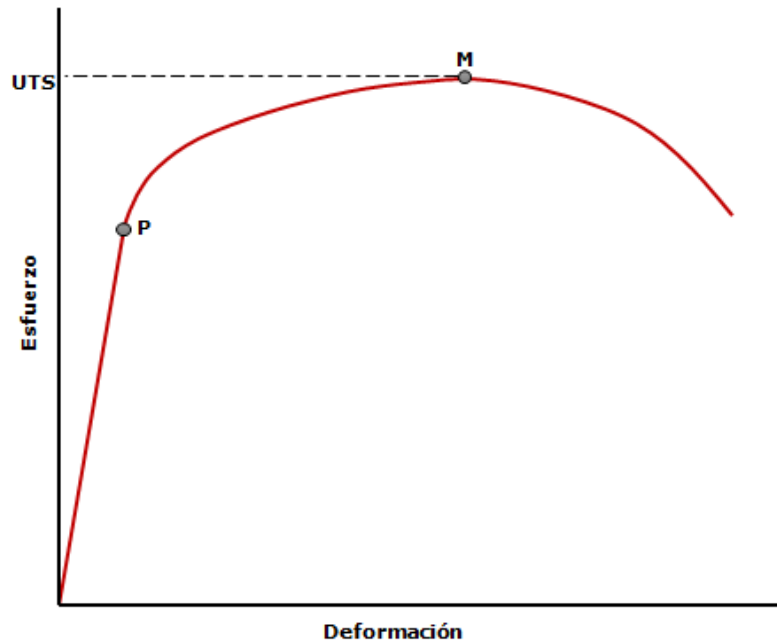


Figura 2.16 – Representación esquemática del esfuerzo último de tensión en los metales [34].

Después de pasar este punto o rango, el esfuerzo necesario para seguirlo deformando sigue incrementando hasta llegar al punto máximo, representado con la letra *M* en la Figura 2.16 y posterior a este empieza a disminuir hasta que ocurre la fractura. Esto quiere decir que el valor máximo a la cual puede estar sometido nuestro componente es el punto *M*, si se somete a valores mayores eventualmente fallará, esto se le conoce como esfuerzo último de tensión (UTS^{††}).

^{††} UTS por sus siglas en inglés de *Ultimate Tensile Strength*.

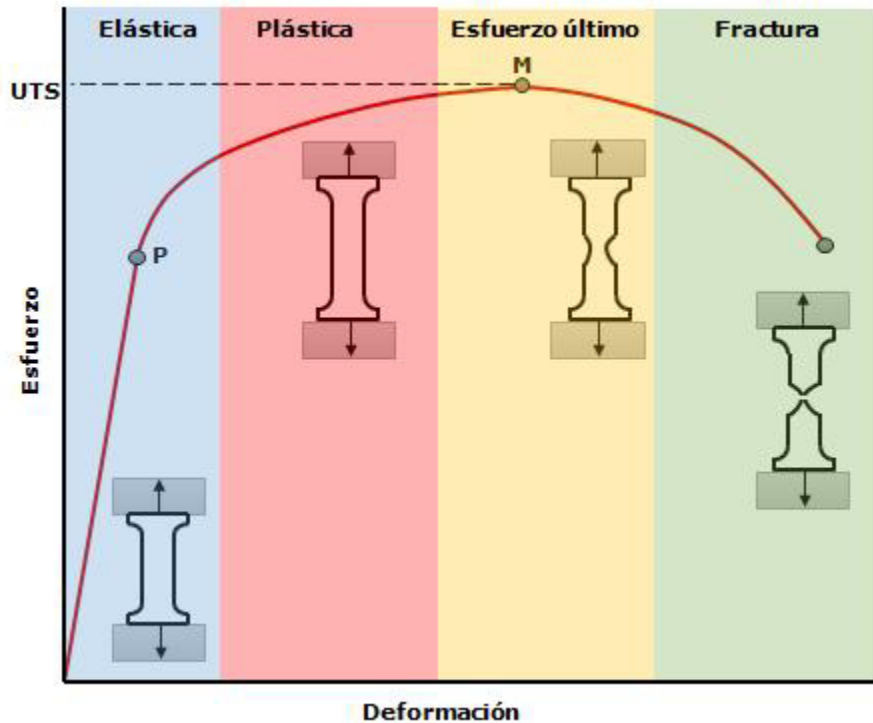


Figura 2.17 – Identificación de las etapas de la prueba de tensión en metales [34].

La probeta durante una prueba de tensión pasa por 4 puntos importantes como se muestra en Figura 2.17. La primera parte es la zona elástica, donde si la carga aplicada se retira la probeta recuperará sus dimensiones originales, después sigue el punto o rango de cedencia, donde la deformación es permanente o plástica, es decir el cambio dimensional ya no es reversible si se llegase a retirar la fuerza aplicada, la siguiente sección corresponde al punto máximo de carga que el material puede soportar y es donde empieza a disminuir la fuerza requerida para seguirla deformando debido al cambio en la sección transversal de la probeta hasta llegar a la última zona donde se presenta la fractura.

2.4.1.4 Ductilidad.

La ductilidad indica cual es el grado de deformación plástica presente hasta el punto de fractura, los materiales que no presentan gran deformación plástica después del punto de cedencia se consideran materiales frágiles, mientras que los que tienen una gran deformación plástica después de la cedencia se consideran materiales dúctiles, la Figura 2.18 muestra una representación esquemática de la comparación de dos materiales.

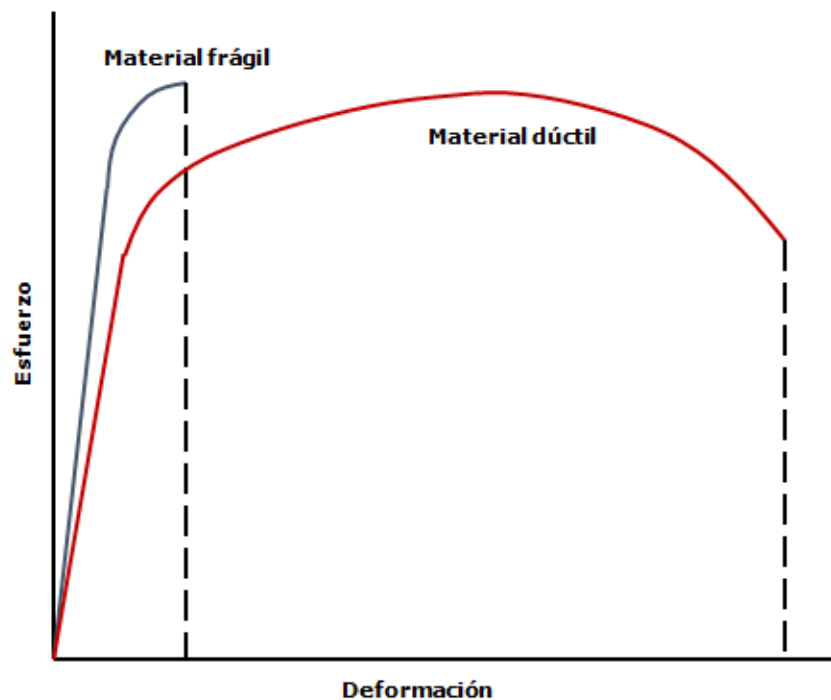


Figura 2.18 – Comparación entre las curvas de esfuerzo-deformación entre un material frágil y uno dúctil [35].

La ductilidad puede estar representada cuantitativamente como un porcentaje de elongación o reducción de área; la elongación es el porcentaje de la deformación plástica en la fractura representada por la Ecuación 2.3, donde l_f es la dimensión final y l_i la inicial.

$$\%E = \left(\frac{l_f - l_i}{l_i} \right) \times 100$$

Ecuación 2.3 – Cálculo de elongación.

La Ecuación 2.4 muestra el cálculo de la reducción de área, esta relación es entre las áreas transversales finales (A_f) y la inicial (A_i).

$$\%RA = \left(\frac{A_f - A_i}{A_i} \right) \times 100$$

Ecuación 2.4 – Cálculo de reducción de área.

El determinar la ductilidad del material es importante por lo menos por dos cuestiones: se identifica el límite que puede llegar a tener el material antes de ser fracturado y la importancia de extrapolar el comportamiento de esta propiedad durante un proceso de fabricación, como regla general se consideran materiales frágiles aquellos que su elongación no supera el 5%.

2.4.1.5 Dureza.

La dureza es la medición de la resistencia del material a ser deformado plásticamente en un área localizada, un ejemplo de esto son las ralladuras. En las primeras pruebas de medición de dureza se utilizaban diferentes tipos de materiales y estaban ordenados de la resultante de tallar un material contra el otro, clasificando el material como más duro que al que dejara ralladuras sobre el otro.

Esta escala cualitativa se denominó Mohs, y se estableció un rango del número 1 siendo el talco, hasta el número 10 siendo el diamante, a partir de ese punto se ha desarrollado técnicas de manera cuantitativa en donde una fuerza sobre un área determinada genera una relación asociada con un valor determinado de acuerdo a una escala específica, de esta manera se garantiza la repetitividad y reproducibilidad de la prueba. La aplicación de la fuerza sobre el área se genera utilizando una esfera de acero o un diamante, denominado indentador.

La dureza es una de las mediciones mecánicas más utilizadas debido a las siguientes razones:

- La medición es simple de hacer y el equipo a utilizar no tiene gran costo.
- Se considera como una prueba no destructiva, ya que sólo queda la marca de donde se le aplicó la fuerza en la superficie.
- A partir de los valores de dureza, otras propiedades mecánicas como la tensión, se puede aproximar.

Existen varios métodos de medición de dureza pero sólo se describirán dos, Rockwell y Brinell, siendo los más utilizados en la industria de fabricación de anillos.

2.4.1.5.1 Medición de dureza Rockwell.

Las pruebas Rockwell constituyen el método más común para la medición de dureza debido a la simplicidad para realizarlas y la baja capacidad técnica que se requiere.

Dentro de las pruebas Rockwell existen una gran variedad de familias dependiendo del indentador y la carga aplicada. El indentador tiene varios diámetros estandarizados y su selección depende del material a probar. La Figura 2.19 muestra algunos ejemplos para este tipo de prueba.

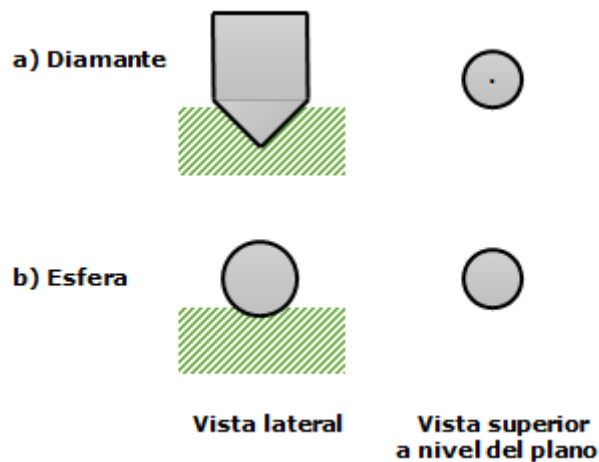


Figura 2.19 – Tipos de indentadores para la prueba Rockwell [34]

Las cargas para esta prueba van desde los 10Kg hasta los 150Kg, cada una está representada con una letra como se muestra en la Tabla 2.4

Tabla 2.4 – Escalas de medición de dureza Rockwell [35].

Símbolo	Indentador	Carga aplicada (Kg)
A	Diamante	60
B	Esfera 1.58mm	100
C	Diamante	150
D	Diamante	100
E	Esfera 3.17mm	100
F	Esfera 1.58mm	60
G	Esfera 1.58mm	150
H	Esfera 3.17mm	60
K	Esfera 3.17mm	150

Los resultados de una prueba de dureza se reportan utilizando el símbolo correspondiente a la escala aplicada y el resultado. Por ejemplo un resultado de 80 HRB^{††}, sería una medición de dureza Rockwell de 80 en la escala B, lo que indicaría que se utilizó una esfera de 1.58mm de diámetro con una carga aplicada de 100Kg.

Alguna de las limitaciones de esta técnica es la confiabilidad al medir especímenes muy pequeños o muy cerca de una esquina, por lo que se recomienda tener un espacio de 10 veces el diámetro de la esfera para aumentar la confianza del resultado obtenido.

^{††} HR por la traducción del inglés dureza (*Hardness*) y *Rockwell*

2.4.1.5.2 Medición de dureza Brinell.

La medición de dureza Brinell también utiliza un indentador sobre una superficie para hacer una marca y poder realizar una medición sobre la misma. El diámetro del balón de acero endurecido o carburo de tungsteno es de 10mm, las cargas estandarizadas van desde los 500Kg hasta los 3000Kg con intervalos de 500Kg, durante la prueba la carga se mantiene constante por un tiempo específico, generalmente entre 10 y 30 segundos.

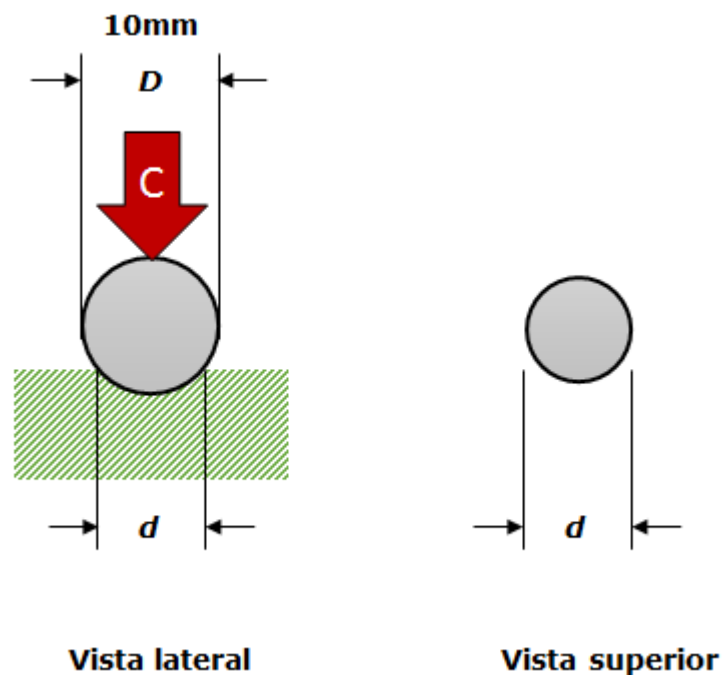


Figura 2.20 – Indentadores utilizado para la prueba Brinell [34].

La marca que se genera en la superficie como se muestra en la Figura 2.20 es inspeccionada con un microscopio portátil con una escala de medición, se toman dos diámetros para poder hacer la relación utilizando la Ecuación 2.5, donde D es el diámetro del indentador, en

este caso 10mm, d el diámetro dejado en la superficie y C la carga aplicada.

$$HB = \frac{2C}{\pi D [D - \sqrt{D^2 - d^2}]}$$

Ecuación 2.5 – Cálculo de la dureza en la escala Brinell

Debido a que la inspección es sobre la superficie utilizando un microscopio, esta debe de estar con la menor rugosidad posible por lo que requiere la preparación del área antes de hacer la inspección, una de las ventajas es que los equipos pueden llegar a ser completamente portátiles por lo que se puede realizar la inspección sobre el componente en cuestión cuando es utilizado en el campo.

2.4.2 Mecanismos de endurecimiento.

Existen varios mecanismos de endurecimiento en los materiales, en el presente trabajo sólo se describirán el mecanismo de solución sólida y de precipitación por envejecido, ya que estos dos mecanismos son los principales que se encuentran presentes en la aleación estudiada.

2.4.2.1 Solución sólida.

La dureza puede ser incrementada depositando átomos de soluto en la matriz de las superaleaciones, ya sea intersticial o sustitucional, dichos átomos tienen varios efectos como lo son la modificación del tamaño de grano, limitación de los átomos de difusión y el cambio de energía en la matriz [36].

Con estos efectos, se puede obtener un gran incremento en la dureza del material aquí estudiado, los solutos que crean deformaciones asimétricas son más efectivos en el resultado que los que no las crean, por lo general pequeños átomos intersticiales, como el carbono, producen distorsiones asimétricas y por lo tanto son átomos más efectivos en las soluciones sólidas. Los metales altamente puros son más suaves en comparación con los que tienen una adición de algún otro elemento, el incrementar la concentración de estas impurezas resulta también en el aumento de la cedencia y en el esfuerzo último de tensión hasta cierto punto.

2.4.2.2 Precipitación por envejecido.

El fenómeno de precipitación ocurre durante el tratamiento térmico de envejecido en donde las fases se empiezan a presentar en la matriz resultante del tratamiento de solubilizado, estas fases se presentan en forma de pequeños precipitados. Los factores de los que depende la precipitación es el tipo y fases disponibles en la matriz, temperatura a la que se expone y el tamaño del precipitado, esto ocurre debajo de la temperatura de solubilizado.

La fase que más está presente en las aleaciones base níquel es la gamma prima (γ') con una estructura cristalina cúbica centrada en las caras, en ocasiones de forma cúbica y en otras ocasiones de forma esférica, experimentos han demostrado que la variación del contenido de molibdeno y la relación aluminio-titanio tiene un impacto en la morfología de γ' [37].

2.4.3 Microestructura.

La microestructura de materiales cristalinos está definido por el tipo, estructura, número, forma y arreglo topológico de las fases y los defectos que en la mayoría de las ocasiones no están en equilibrio estructural, termodinámicamente hablando [38], el tamaño de grano dentro de una matriz puede variar desde los nanómetros hasta los milímetros o incluso mayor.

2.4.3.1 Tamaño de grano.

El control del tamaño de grano es el medio más usado para influenciar las propiedades de los materiales, modificaciones adecuadas en los mismos llegan a generar incrementos en tenacidad y dureza de manera considerada, generalmente son la misma fase pero tienen diferente orientación cristalina y pueden ser modificados por deformación plástica como se muestra en la Figura 2.21, la misma transformación de la fase, recristalización y crecimiento de grano. Después del proceso de los materiales la estructura puede tener una mezcla entre diferentes tipos y distribuciones de tamaño de grano.

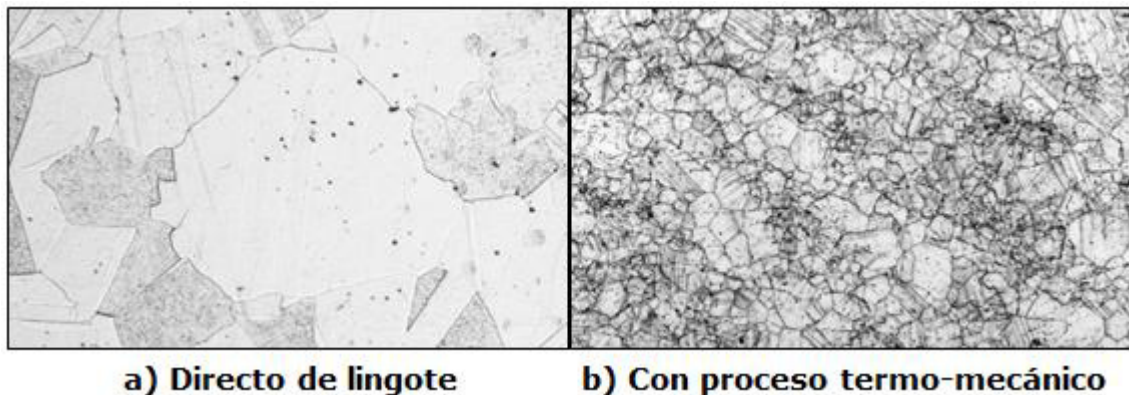


Figura 2.21 – Diferencia de la microestructura entre diferentes muestras de una aleación base níquel en dos condiciones, a) sin trabajo y b) con trabajo mecánico.

2.4.3.1.1 Distribución de tamaño de grano.

Existen varias clasificaciones en cuanto a la distribución de los granos a lo largo de la matriz y métodos que ayudan a la determinación del tipo de estructura que se presenta.

Estos métodos generalmente son geométricos, por lo que son independientes del tipo de la aleación que se está examinando, uno de esos métodos es el de comparación directa que se estará utilizando a lo largo del estudio. Para matrices que tienen una estructura generalmente uniforme se utiliza el estándar ASTM E112, mientras que cuando en nuestra matriz se presentan estructuras dúplex entonces se emplea el estándar ASTM E1181.

En el método de comparación no se necesita contar los granos individuales o intercepciones, tal cual como su nombre lo dice es comparar la lectura, generalmente utilizando una escala de 100 aumentos de una sección aleatoria de la muestra y comparándola con imágenes previamente evaluadas y por consiguiente pueden tener una variación de +/- 1 tamaño de grano.

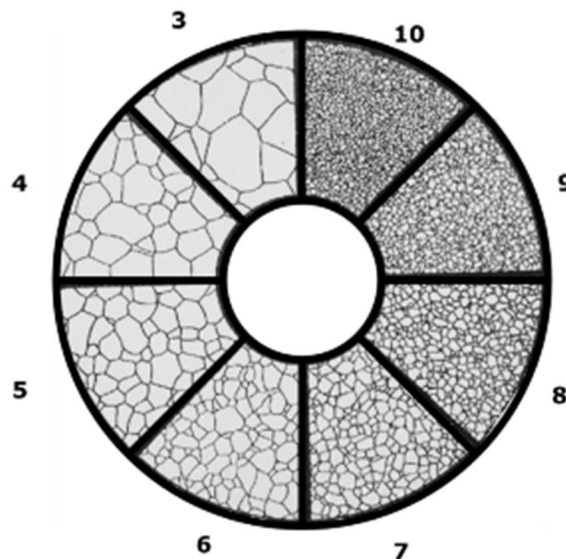


Figura 2.22 – Ejemplo de plantilla para evaluar el tamaño de grano por comparación [39]

La Figura 2.22 muestra un ejemplo de lo que sería la evaluación del tamaño de grano, la escala de este estándar está considerando la cantidad de granos se contienen en un área determinada, por lo que un número mayor no se refiere a un tamaño de grano más grande, sino que es un tamaño de grano más fino ya que se pueden acomodar más en la misma área determinada.

Cuando la estructura no es completamente uniforme se tiene que clasificar de diferente manera, la Figura 2.23 muestra ejemplos de estructuras dúplex.

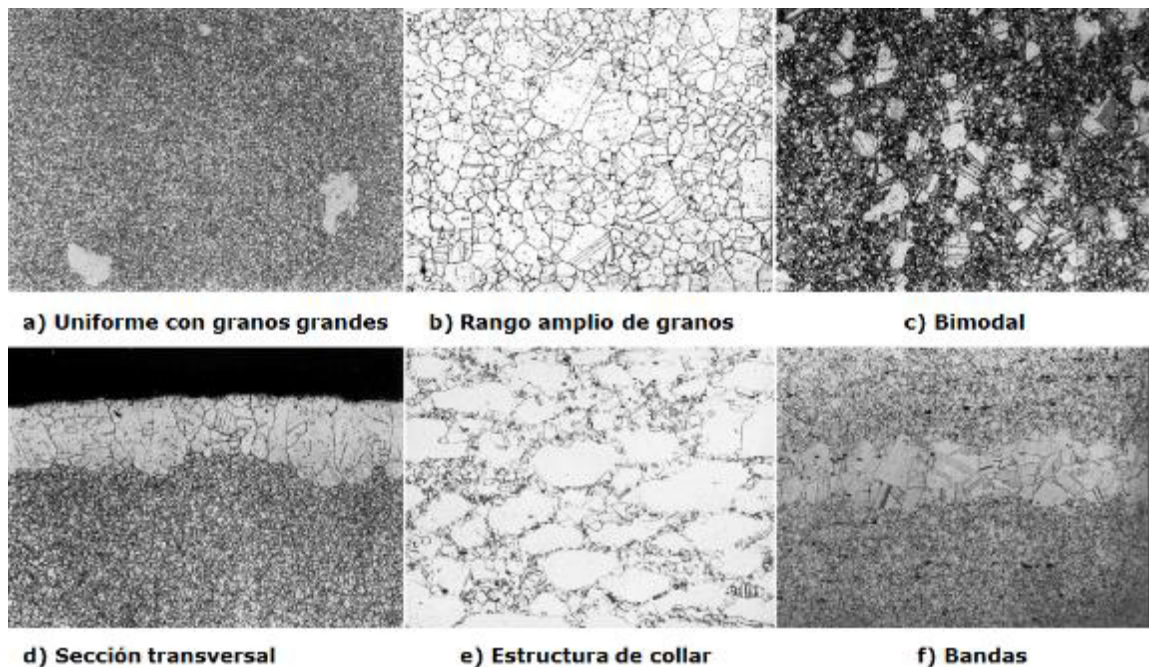


Figura 2.23 – Tipos de estructuras dúplex [40].

Durante este trabajo se hará referencia a la estructura bimodal y bandas, la manera en que se reporta este tipo de estructura consiste en dos partes, la primera parte es el porcentaje mayoritario de la estructura en la matriz y el restante se pone el tamaño de grano.

En la Figura 2.24 se muestra una micrografía de un área evaluada cuyo resultado es “70% 5, 9”. Esto quiere decir que, un 70% del área corresponde a un tamaño de grano ASTM #5, mientras que el 30% restante es un tamaño de grano ASTM #9. Esta nomenclatura se utilizará para reportar los resultados de esta investigación.

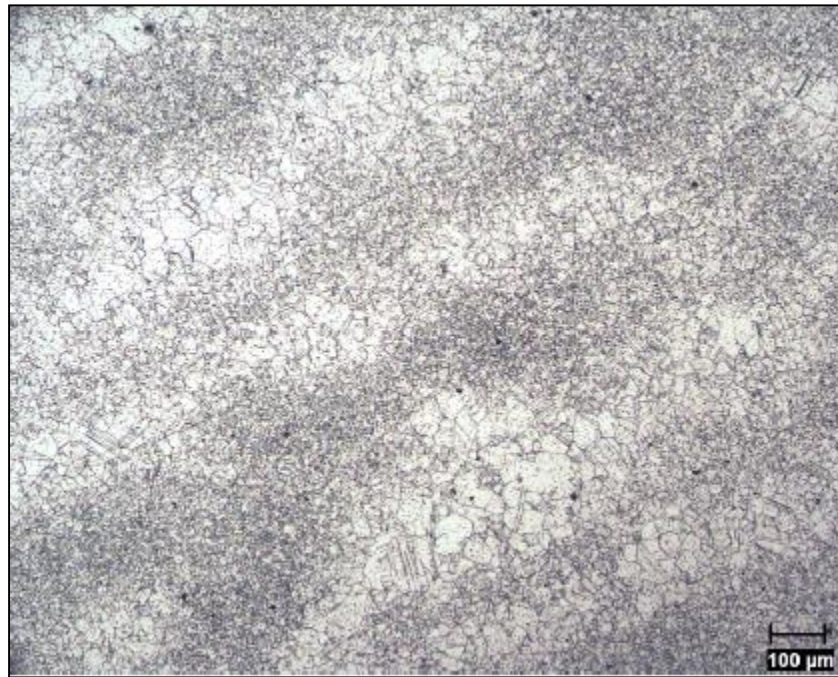


Figura 2.24 – Ejemplo de una muestra metalográfica con estructura dúplex.

2.4.3.1.2 Maclas.

Las maclas se pueden presentar en materiales cuya estructura cristalina sea cúbica centrada en las caras y están asociadas con las fronteras de grano.

Describir el proceso es sencillo, véase la Figura 2.25, donde se presenta una estructura uniforme en el inciso a), después introducimos una falla o imperfección en el plano y la estructura sufre un cambio, como se ve en el inciso b), el plano cristalino se modificará a causa del defecto introducido y producirá un efecto espejo como se muestra en el inciso c), esta línea imaginaria se considera una macla; mientras que la orientación de los planos cristalinos se mantiene y la unión entre átomos también.

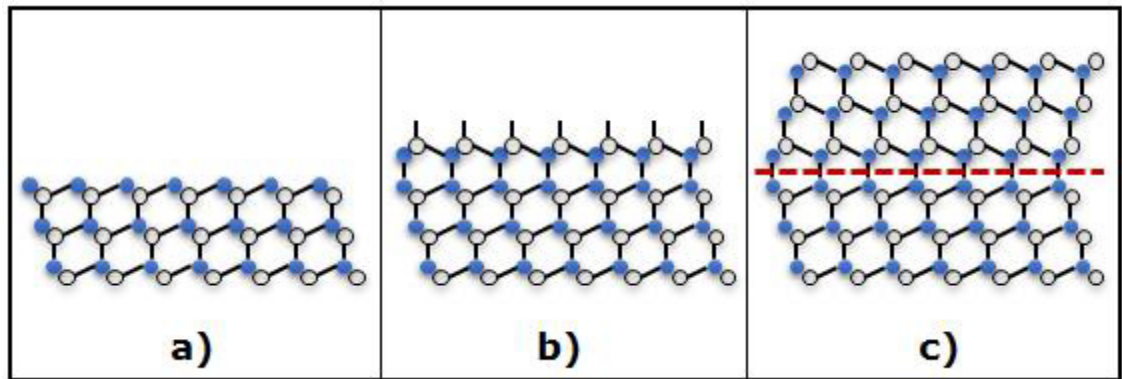


Figura 2.25 – Ejemplificación de los pasos para la formación de maclas.

Las maclas tiene la misma composición y estructura de grano en donde apareció, la formación de las mismas son de manera instantánea debido a los deslizamientos que ocurren a nivel atómico [36].

2.4.3.2 Recristalización.

Conceptualmente la recristalización, el tipo que sea, es reducir la cantidad de dislocaciones que existen en la matriz para promover el tamaño de grano. En la Figura 2.26 se muestra un esquema de cómo está relacionado el tamaño de grano, la temperatura, la tensión y la ductilidad de forma genérica.

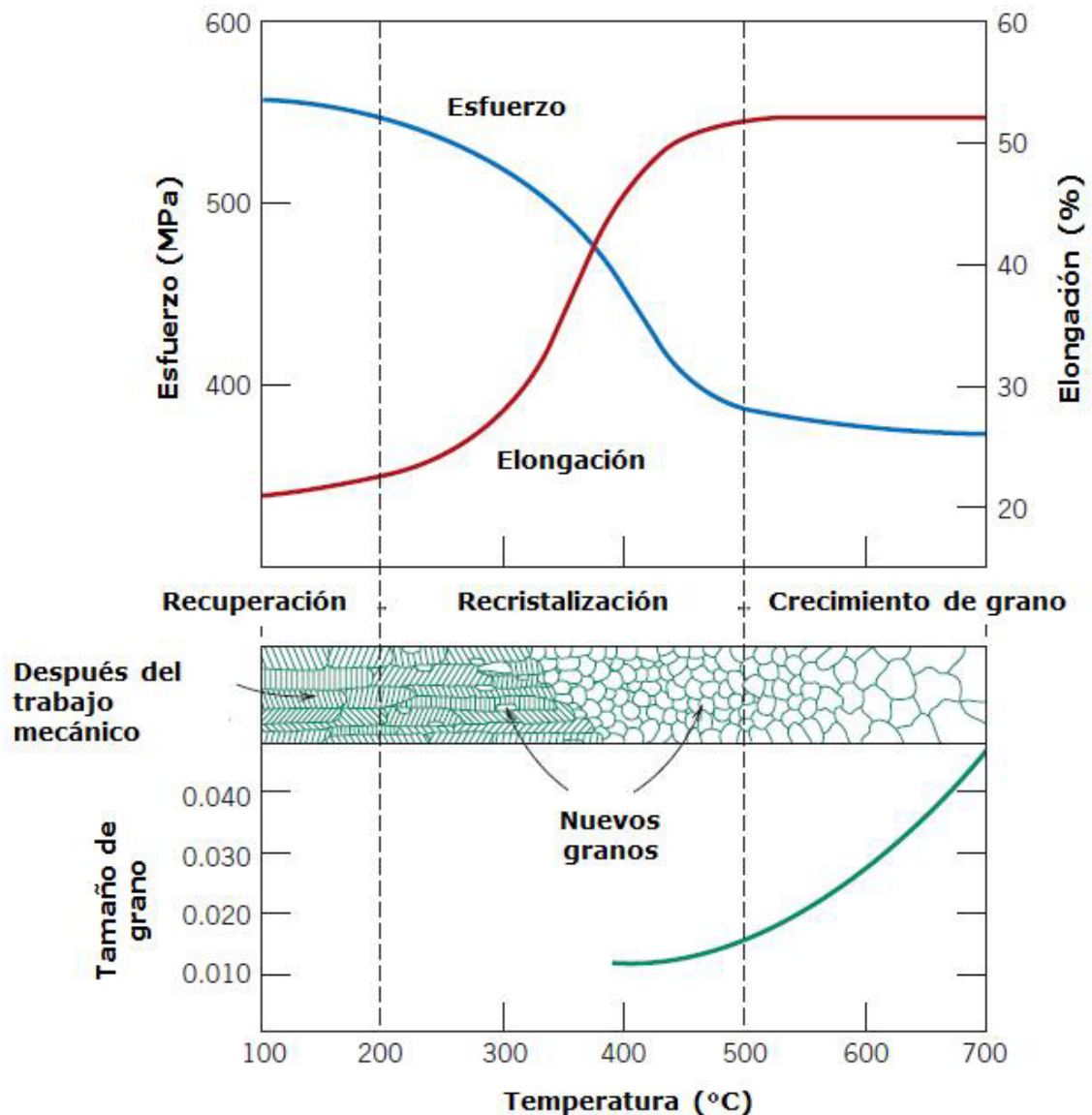


Figura 2.26 – Fases de recuperación, recristalización y crecimiento de grano [35].

En esta Figura anterior se observa el impacto de la temperatura en las demás propiedades, los primeros granos que empiezan a recrystalizar son aquellos que tienen mayor desorientación. Se considera un grano recrystalizado aquella región libre de deformación y sin desorientación.

2.4.3.2.1 Recrystalización estática.

La cantidad de recrystalización estática que se puede presentar dependerá de la energía almacenada del trabajo mecánico aplicado con anterioridad, la temperatura a la que se expone y el tipo de fases presentes en la matriz [41].

Esta ocurre durante un tratamiento térmico posterior a la deformación plástica y es cuando se libera la energía.

2.4.3.2.2 Recrystalización dinámica y metadinámica.

A diferencia de la recrystalización estática, la recrystalización dinámica ocurre durante el trabajo en caliente del componente, es común en materiales donde el esfuerzo se satura después de un periodo inicial de endurecimiento por la deformación, y esto dependerá de las condiciones en las que se está trabajando.

La recrystalización metadinámica se presenta entre los pasos de deformación del componente, durante este proceso se pueden observar diferentes tamaños de granos que sufrieron recrystalización dinámica [42].

2.5 Procesos de fabricación en caliente.

Existen varios tipos de los procesos en los que se puede formar el componente, estos pueden ser el forjado, rolado, extrusión y repujado. De los cuatro procesos, en esta investigación sólo se utilizan dos, el procesamiento por medio de forjado y rolado, ambos se realizaron a alta temperatura, pero existen materiales que se pueden formar a temperatura ambiente.

2.5.1 Forjado.

Existe una gran variedad de procesos que se pueden utilizar para la deformación de los metales, sin embargo los dos procesos más utilizados para la formación de los componentes son en dado cerrado y de forma libre.

En la operación de dado cerrado la pieza que está siendo deformada está contenida en los dados del equipo, generalmente cada uno de los dados es la mitad del componente o pieza a formar y se presionan entre sí para que el material fluya a las dimensiones requeridas y forme la geometría final.

Por otro lado, cuando no se cuenta con dados con forma en su interior y es un planchón en cada una de las partes del equipo se considera deformación libre, la cual es empleada para piezas muy grandes o cuando no se necesitan tolerancias cerradas. La Figura 2.27 muestra una representación esquemática de los dos procesos.

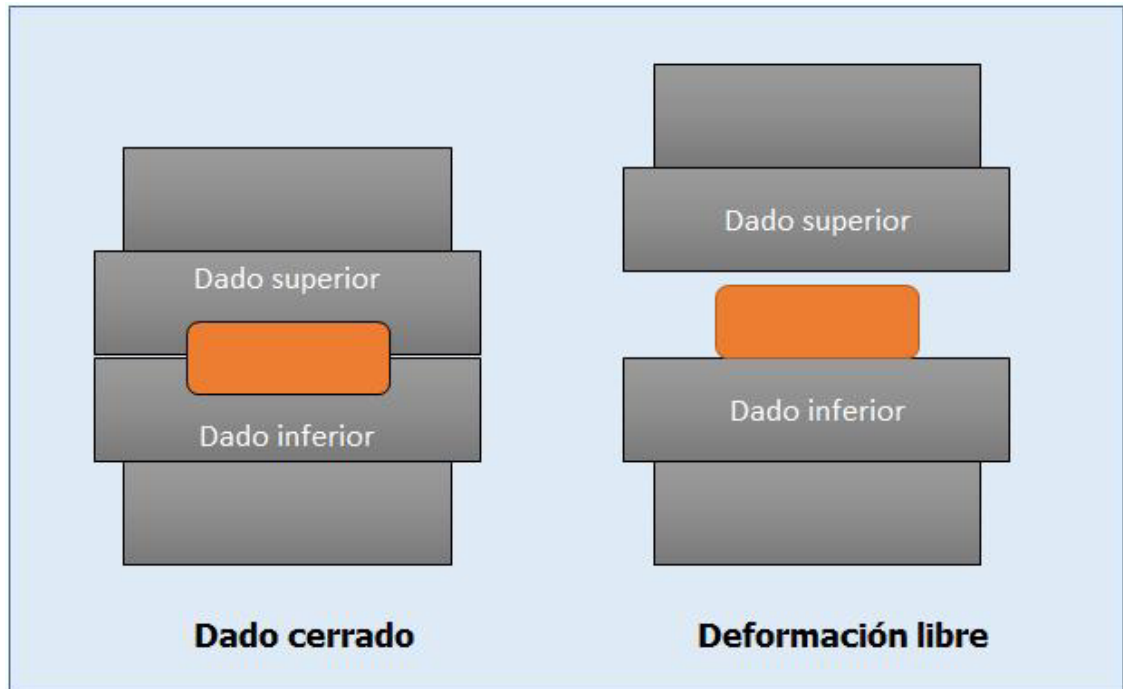


Figura 2.27 – Tipos de forjado en prensa.

La prensa hidráulica es uno de los equipos más usados para este tipo de operaciones, un ejemplo se puede ver en la Figura 2.28; la operación más sencilla que se puede llevar a cabo en la deformación libre es el aplastar el lingote en una sola dirección para reducir la altura del mismo, conforme se va disminuyendo la altura los diámetros se incrementan por conservación de la masa y la fricción en los dados incrementa, por lo que será necesario una mayor fuerza para seguir deformando el lingote.

Uno de los pasos más importantes para la obtención de pruebas para esta investigación es desarrollado en la prensa, la preforma, que es la deformación última antes de ser procesado por la técnica de rolado. La preforma es el material deformado con un hoyo en el centro de la pieza (Figura 2.29) que es el punto final antes del rolado.



Figura 2.29 – Preforma para el rolado de un anillo sin costura. Cortesía de Frisa Forjados S.A. de C.V.

2.5.2 Rolado.

Para el rolado de las piezas, se utiliza un equipo completamente diferente a lo descrito anteriormente, en este caso se utiliza una roladora hidráulica. El proceso empieza con la preforma a alta temperatura para poder ser deformada, debido a que la fuerza necesaria para hacer la operación disminuye.

El proceso consiste en reducir el área transversal de la preforma hasta el tamaño deseado, la Figura 2.30 muestra una representación esquemática de este proceso.

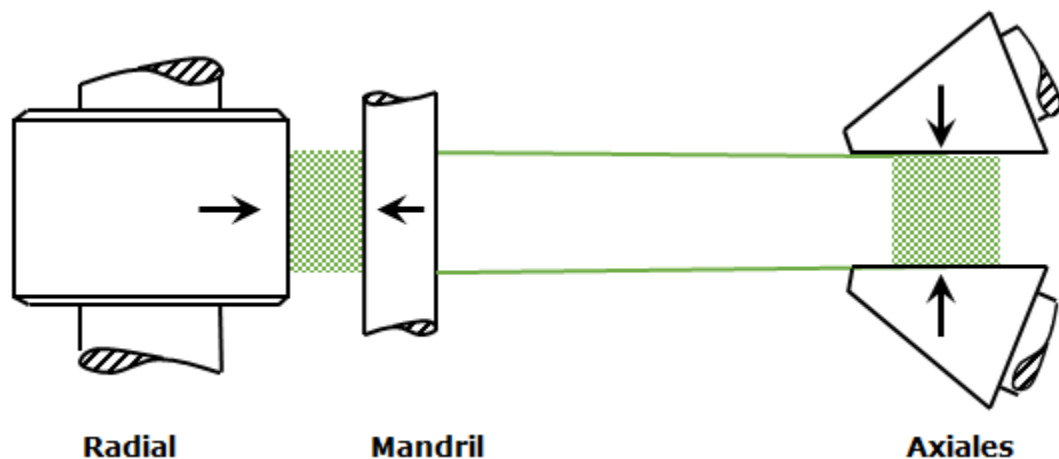


Figura 2.30 – Representación esquemática de la reducción de área transversal.

La Figura 2.31 muestra la manufactura del anillo, en donde éste se deforma simultáneamente en la dirección radial y axial.

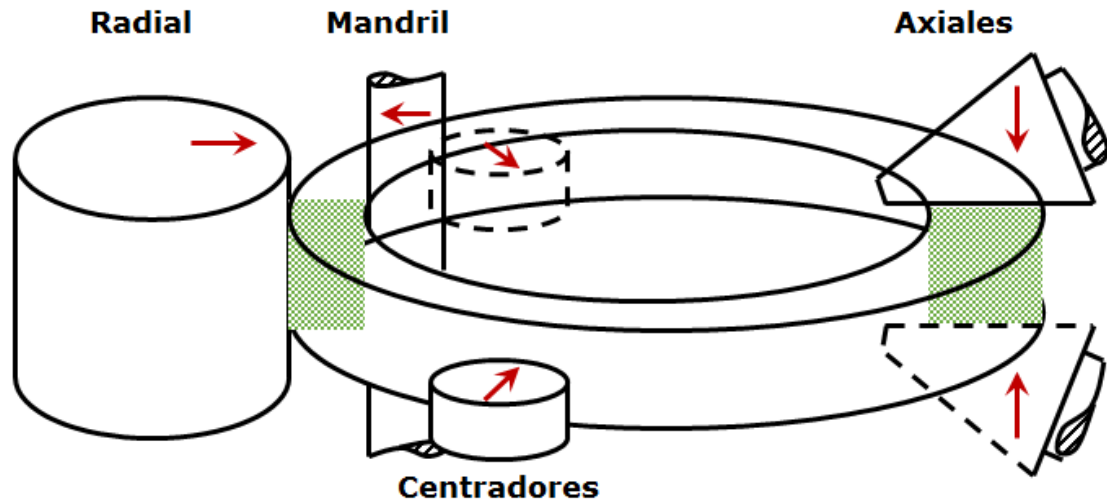


Figura 2.31 – Esquema de manufactura de anillo sin costura.

El paso de cada revolución por los rodillos hace que el anillo se vaya deformando de forma gradual, esto ocurre cuando el mandril se acerca al rodillo principal cuando se le aplica la fuerza, después de esto en el lado opuesto existen otros dos rodillos que se mueven en forma axial y hacen el segundo paso de la deformación del anillo.

Los centradores ayudan a que el anillo se mantenga lo más redondo posible y evitar el ovalamiento durante el procesamiento, así mismo se debe de tener un control de la velocidad de avance para evitar calentamiento adiabático por la deformación plástica que está sufriendo el componente [43].

2.6 Superalación base níquel de cuarta generación.

La aleación Haynes 242 (H242) es la superaleación estudiada en el presente trabajo y está clasificada como base níquel con alto contenido de molibdeno y de cromo, haciéndola altamente resistente al desgaste y adecuada en la operación en altas temperaturas, también presenta propiedades de baja expansión térmica.

La aleación tiene varias patentes [44] por parte de Haynes International Inc. que fue quien la desarrolló. Algunas de las patentes del material involucran tratamientos térmicos [45] y composición química que serán descritas a continuación.

2.6.1 Composición química y características generales.

La superaleación fue desarrollada en 1990, tiene la composición química descrita en la Tabla 2.5, dicha composición es la nominal y en la fabricación de las coladas pueden existir variaciones [46], el elemento base es el níquel.

Tabla 2.5 – Composición nominal en porcentajes de peso de la aleación Haynes 242 [46].

	Ni	Mo	Cr	Fe	Co	Mn	Si	Al	C	B	Cu
Min	Bal	24	7								
Max		26	9	2	2.5	0.8	0.8	0.5	0.03	0.006	0.5

Adicional a la clasificación de base níquel, también se clasifica como alta-temperatura y alta-tenacidad con un bajo coeficiente de expansión térmica [47].

Es endurecida por precipitación de forma retardada, debido a su baja dinámica de precipitación, esto se refiere a que los precipitados no se

presentan en pocas horas y una de las razones es la cantidad de energía necesaria para formarse los precipitados [46]. Su bajo coeficiente de expansión térmica la hace esencial para componentes tipo sello en las turbinas aeroespaciales y de generación de energía, una comparación de dichos coeficientes se despliega en la Figura 2.32. Además su resistencia a la oxidación es hasta los 815°C con buenos resultados de termofluencia a 705°C y a temperatura ambiente tiene hasta 32% de elongación [1].

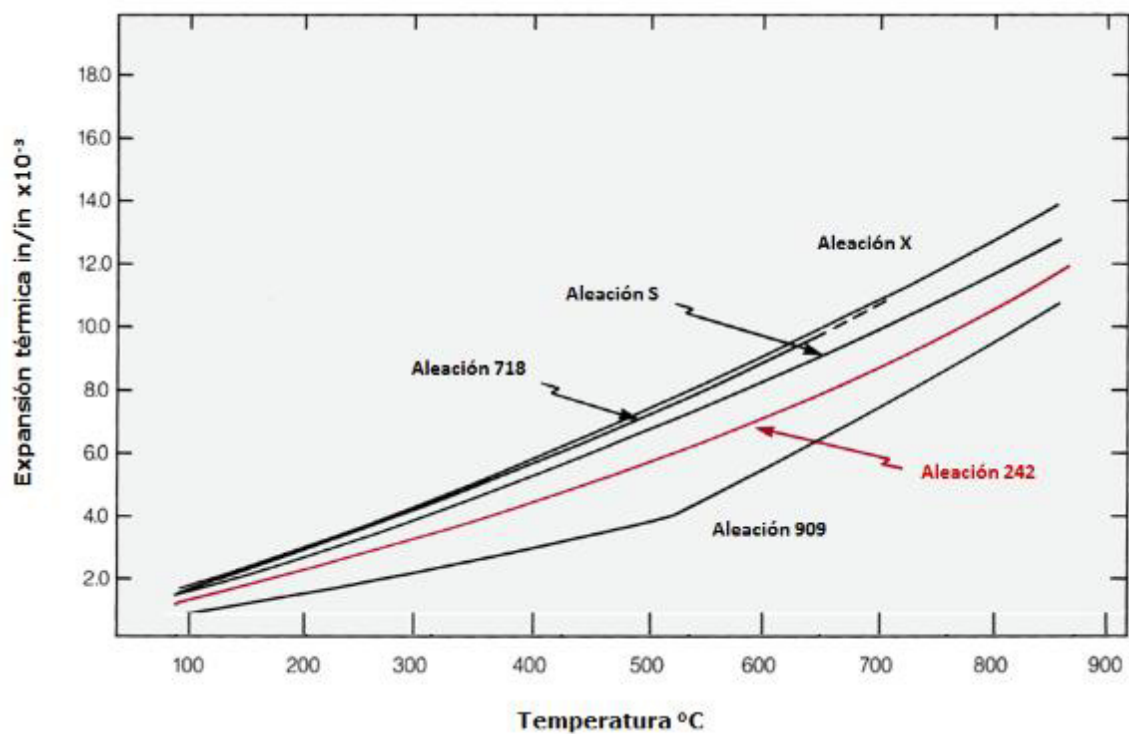


Figura 2.32 –Valores de coeficientes de expansión térmica de diferentes aleaciones [46].

La aleación tiene una densidad de 9.06 g/cm^3 , un poco más densa que los aceros y algunas aleaciones de base níquel como el Inconel 718 que tiene una densidad de 8.19 g/cm^3 y esto es debido al gran contenido de molibdeno presente en la aleación cuya densidad es de 10.28 g/cm^3 [48].

2.6.2 Tratamiento térmico.

El tratamiento térmico de la aleación consiste en dos partes, la primera un solubilizado y la segunda un envejecido. La temperatura de solubilizado es en el rango de 925°C hasta 1120°C, se debe de dejar tiempo suficiente para que la aleación responda y esto depende de la forma y tamaño del componente, posterior al tiempo de exposición se debe de hacer un enfriamiento rápido, pudiendo ser aire forzado en componentes pequeños mientras que para componentes muy pesados es recomendable utilizar agua [49].

Debido a su baja energía de precipitación la aleación necesita exposición a la temperatura de envejecido durante mucho tiempo, se recomienda por lo menos un periodo de 24 hasta 48 horas para que la precipitación se presente [50].

La temperatura en donde se presenta este fenómeno es alrededor de 650°C, durante esta investigación se hizo una experimentación para cuestionar dicha temperatura en conjunto con los tiempos.

Esta aleación presenta un fenómeno conocido como ordenamiento de rango largo (LRO^{§§}), donde precipitados de $\text{Ni}_2(\text{Mo},\text{Cr})$ cuyo tamaño es de angstroms son generados y son el principal mecanismo para promover las propiedades mecánicas [46]. Estos precipitados son muy pequeños y presentan una forma similar a la y'' de la aleación base níquel 718 [51]. Adicional a estos, también se presenta una fase denominada μ con $\text{Ni}_6(\text{Mo},\text{Cr})_7$, la cual se considera como una fase controladora del tamaño de grano y que puede ser observada con un microscopio óptico.

^{§§} LRO por sus siglas en inglés de "Long Range Order"

2.6.3 Ventajas y desventajas con otras superaleaciones.

La Figura 2.33 muestra la comparación de la prueba de ruptura entre diferentes superaleaciones expuestas a 100 horas y a diferentes temperaturas.

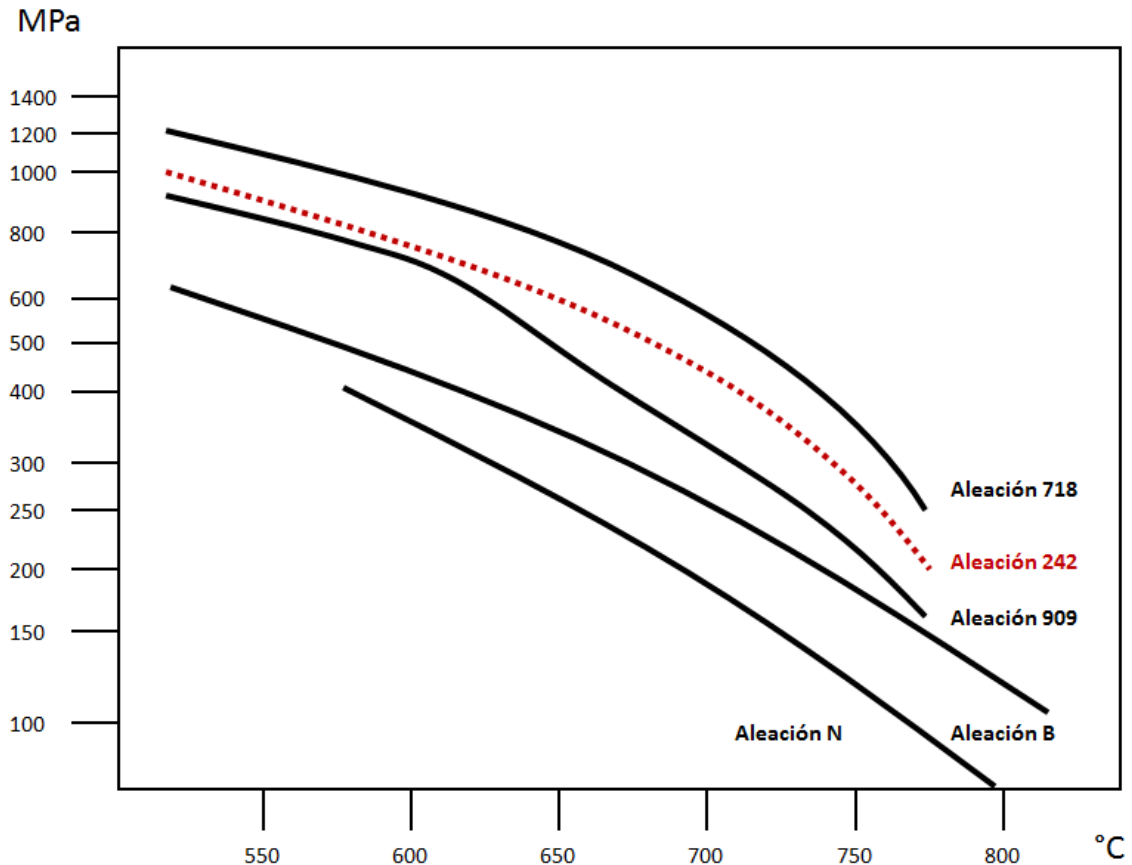


Figura 2.33 – Temperatura y carga de diferentes aleaciones a 100h de exposición de ruptura [46].

Comparando la cedencia de la aleación con las demás aleaciones, está por encima de la aleación 909 que también es de baja expansión térmica y de las aleaciones en desarrollo B y N. La aleación que presenta mejores propiedades es la 718 que en su contenido químico presenta más cromo pero carece de molibdeno.

2.6.4 Aspectos metalúrgicos durante el procesamiento.

Existen tres mecanismos principales que ocurren durante el procesamiento de la aleación, la Tabla 2.6 muestra la descripción de cada uno de ellos.

Tabla 2.6 – Mecanismos en el procesamiento de la aleación H242 [52].

Mecanismo	Fase Controladora	Sensibilidad a procesamiento	Rango de temperatura
Ordenamiento de rango largo (LRO)	$\text{Ni}_2(\text{Mo}, \text{Cr})$	Moderada	540°C – 760°C
Precipitación de fase- μ	$\text{Ni}_6(\text{Mo}, \text{Cr})_7$	Alta	870°C – 1040°C
Control de tamaño de grano	Matriz FCC Ni-28Mo-8Cr	Baja	1065°C – 1110°C

El factor dominante del fortalecimiento y endurecimiento de la aleación es el ordenamiento de largo alcance que se desarrolla durante el envejecido, tal cual como lo indica la tabla anterior, en el rango de 540°C a 760°C.

La precipitación de fase- μ es un factor clave para controlar de manera general las propiedades y ocurre en la deformación entre 870°C y 1040°C, en el procesamiento del material se puede estar por encima de esta temperatura para una mejor deformación y evitar agrietamiento.

Por debajo de un tamaño de grano 3 las propiedades empiezan a disminuir considerablemente, esto puede ocurrir cuando esta aleación se procesan termo-mecánicamente por arriba de 1110°C o cuando se exponen por largos tiempos a temperaturas un poco más bajas [52].

3 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

3.1 Introducción a los experimentos.

Se puede considerar que el proyecto consistió en dos segmentos de experimentación que para poder realizar el análisis necesario, tanto para la determinación del diagrama de tiempo-precipitación como para el análisis del efecto que genera tener diferentes métodos de fusión y distintos métodos de procesamiento de barra en las propiedades mecánicas obtenidas posterior al trabajo termomecánico.

En la parte correspondiente a la determinación del diagrama tiempo-precipitación fueron seleccionadas dos coladas de la aleación con distintas condiciones antes de ser tratadas térmicamente y así analizar los efectos generados por dicha diferencia.

3.2 Diseño de experimentos para la determinación del diagrama tiempo-precipitación.

3.2.1 Selección de material.

Se seleccionaron dos condiciones iniciales para los tratamientos térmicos del material. La primera condición fue directo de la barra de la colada en condición de recibido por el proveedor, y la segunda condición fue después de haber finalizado un proceso de forjado y rolado en alta temperatura.

3.2.1.1 Material directo del proveedor.

Una de las condiciones del material a utilizar fue directo de la colada del proveedor de materia prima. La colada seleccionada tuvo un proceso de fusión por inducción al vacío para posteriormente realizar una segunda fusión por electroescoria, una vez solidificado el material como lingote pesó entre 750 y 800 Kg con un diámetro exterior cerca de 400 mm.

El lingote es forjado en una prensa hidráulica [53], un ejemplo del equipo se muestra en la Figura 3.2, desde el diámetro inicial hasta 200mm finales en forma cuadrada con esquinas redondas, teniendo una reducción de área de 4:1 al final del proceso.



**Figura 3.2 – Prensa hidráulica utilizada para la transformación de lingote a barra.
Cortesía de Frisa Forjados S.A. de C.V.**

Se cortaron láminas de dos diferentes coladas (Figura 3.3), sin hacerle ningún trabajo adicional a la condición en que se recibió, las cuales fueron sometidas a los diferentes tratamientos térmicos propuestos en esta investigación.

3.2.1.2 Material trabajado.

Después de ser recibido el material este se trabajó en caliente para obtener la segunda condición analizada en este proyecto. El proceso termo-mecánico en caliente fue directo de la barra hasta llegar a un diámetro interior para una reducción de área de 5.6:1.

Al terminar esta operación se extrajo material directo de la parte superior del anillo en donde se le aplicaron los tratamientos térmicos.

3.2.2 Análisis de la materia prima.

La composición de los elementos químicos de las coladas seleccionadas se describe en Tabla 3.1

Tabla 3.1 – Composición química en porcentaje peso de las coladas seleccionadas.

Colada	Al	B	C	Co	Cr	Bi	Fe	Mn
A	0.17	< 0.002	0.025	0.06	8.47	< 0.0001	1.05	0.31
B	0.20	< 0.002	0.003	< 0.05	8.34	< 0.0001	1.03	0.31
Colada	Mo	P	S	Si	Cu	Pb	Ag	Ni
A	25.12	< 0.005	< 0.001	0.09	0.06	< 0.0005	< 0.0002	64.63
B	25.21	< 0.005	< 0.001	0.08	0.06	< 0.0005	< 0.0002	64.70

Las probetas de la forja que se trabajó termo-mecánicamente pertenecen a la Colada A.

3.2.3 Tiempos y temperaturas.

Para la selección de las temperaturas se hizo un estudio previo de la zona en la que la aleación precipita, dicha zona se encuentra alrededor de los 650°C [46] y el tiempo recomendado es de 24 horas hasta 48 horas [52]. Durante la experimentación se hizo una exploración de cinco diferentes temperaturas y siete tiempos de exposición, teniendo un total de 35 condiciones para ser analizadas. Las temperaturas a las que estuvieron expuestas las muestras tenían una separación de 25°C entre cada una de ellas y la temperatura central fue de 650°C, quedando dos por encima y dos por debajo de este valor.

Referente a los tiempos del tratamiento térmico, se utilizó una escala exponencial para detectar fases en tiempos muy largos, empezando en 12 horas y terminando en 576 horas. La Figura 3.4 ilustra las condiciones en las que se trató cada muestra.

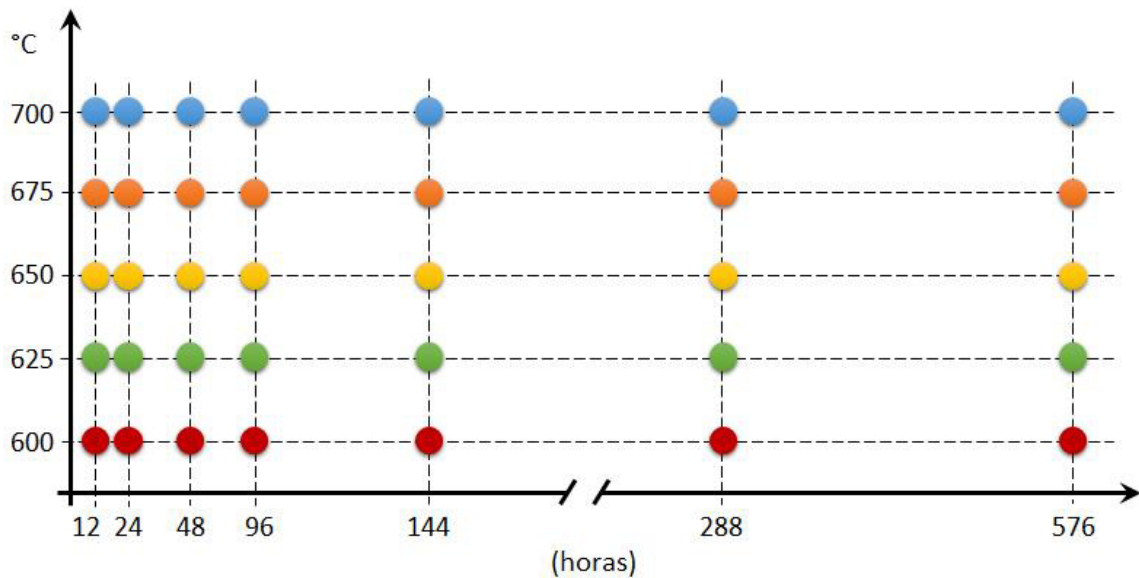


Figura 3.4 – Relación de las condiciones de tiempo y temperatura de muestras tratadas, cada punto representa una condición a la que se trataron las muestras.

Para la primera parte del proyecto se utilizaron hornos eléctricos, el equipo utilizado para el tratamiento es de marca Yamato, modelo FO-410C, mostrado en la Figura 3.5. Tiene capacidad de tratar en un rango de temperatura desde los 100°C hasta los 1150°C [54] y una tolerancia de $\pm 2^\circ\text{C}$ en cualquier valor seleccionado.



Figura 3.5 – Mufla Yamato FO-410C utilizada para los tratamientos térmicos.

3.2.4 Análisis metalográfico.

En la microestructura de la aleación se presentan precipitados que fueron descritos en el capítulo anterior y se pueden ver a cien aumentos (100x), un microscopio óptico tiene la resolución necesaria para hacer el análisis de los resultados en cada una de las condiciones expuestas.

Para esta evaluación, un microscopio Axiovert 200 de Zeiss fue utilizado, en el rango de 100 aumentos y 500 aumentos.

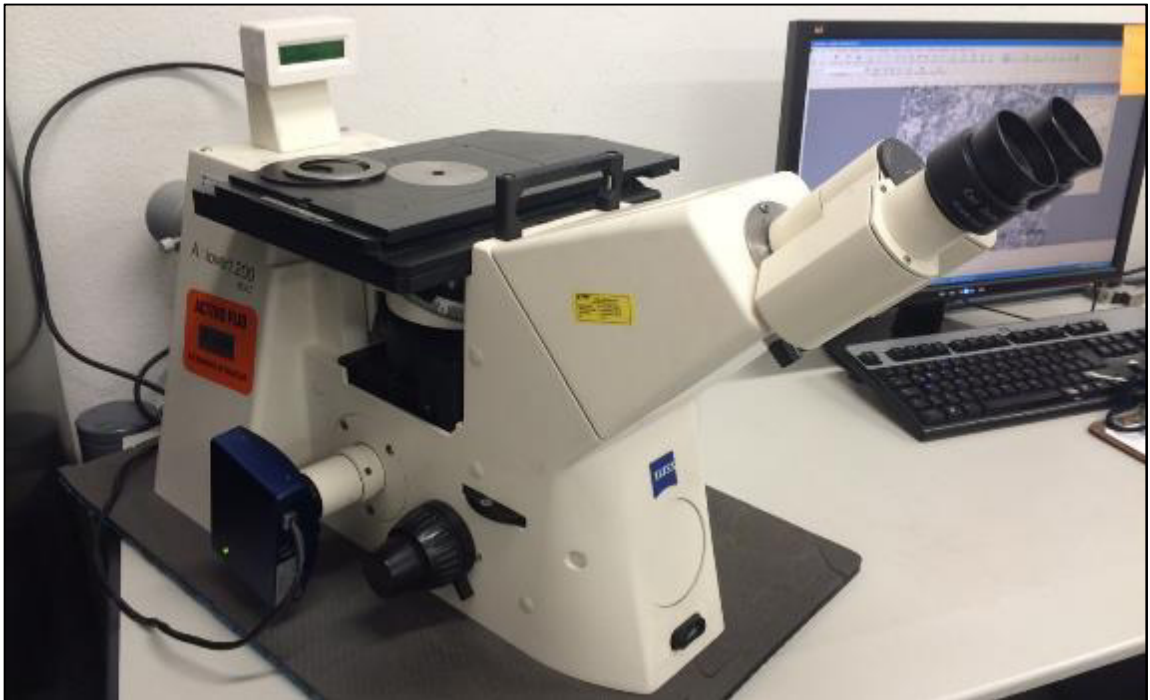


Figura 3.6 – Microscopio Axiovert 200 utilizado para análisis microestructural.

Para la preparación metalográfica de las muestras se utilizaron, pulidoras, montadoras (Figura 3.7). Se utilizó un ataque químico (ASTM E407 N° 94) para revelar la microestructura, y un procesador de imágenes para el análisis de dichas probetas.



Figura 3.7 – Equipo de soporte para el análisis metalográfico.

3.2.5 Análisis de dureza.

Uno de los principales indicadores de la precipitación de la aleación a lo largo del tiempo es la dureza. En cada una de las muestras se obtuvo una medición en Brinell para evaluar el comportamiento de la dureza en las diferentes condiciones.

El equipo Brinell utilizado consta de una posta de 10mm de diámetro presionada a 3000 Kg de fuerza para hacer las indentaciones en las muestras y en las piezas. Las mediciones fueron determinadas empleando un microscopio óptico en milímetros y se siguió la norma ASTM E10 para la conversión a la dureza Brinell



Figura 3.8 – Medidor de dureza Brinell de 3000Kg de fuerza.

3.3 Proceso termo-mecánico de anillos con diferentes métodos de fusión.

El efecto que genera el método de fusión en la fabricación de la materia prima fue la segunda consideración a estudiar en esta investigación. Los dos procesos empezaron con una fusión por inducción al vacío, y posteriormente se cambió la segunda etapa de operación, se obtuvo por medio de electroescoria.

La diferencia en la velocidad de solidificación [55, 56] permite que la estructura al final presente variaciones. Es importante indicar que, todo el material utilizado en este segmento proviene de la misma colada, solo las variables de manufactura fueron alteradas.

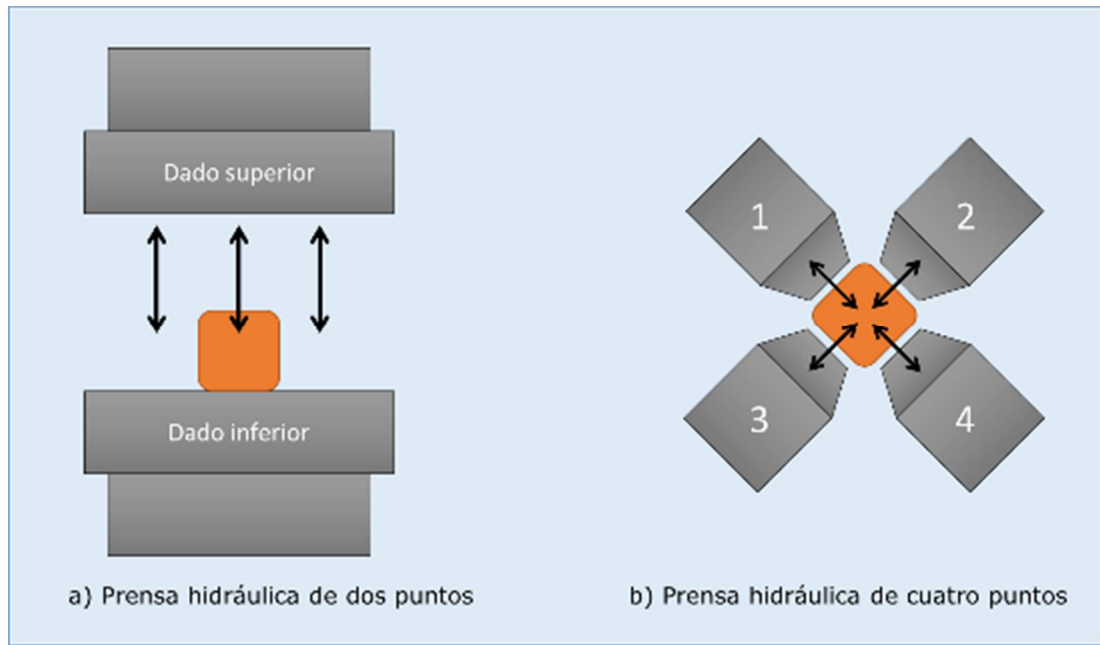


Figura 3.9 – Tipo de prensas, a) hidráulica de dos puntos de contacto, b) hidráulica con cuatro puntos de contacto.

Se siguieron dos procesos termo-mecánicos para cada una de las condiciones de las barras, los cuales consistieron de dos pasos: el paso inicial fue realizado en una prensa hidráulica, en donde se trabajó el material para llevarlo desde la condición inicial de barra hasta la condición denominada preforma, estos pasos se muestran en la Figura 3.10.

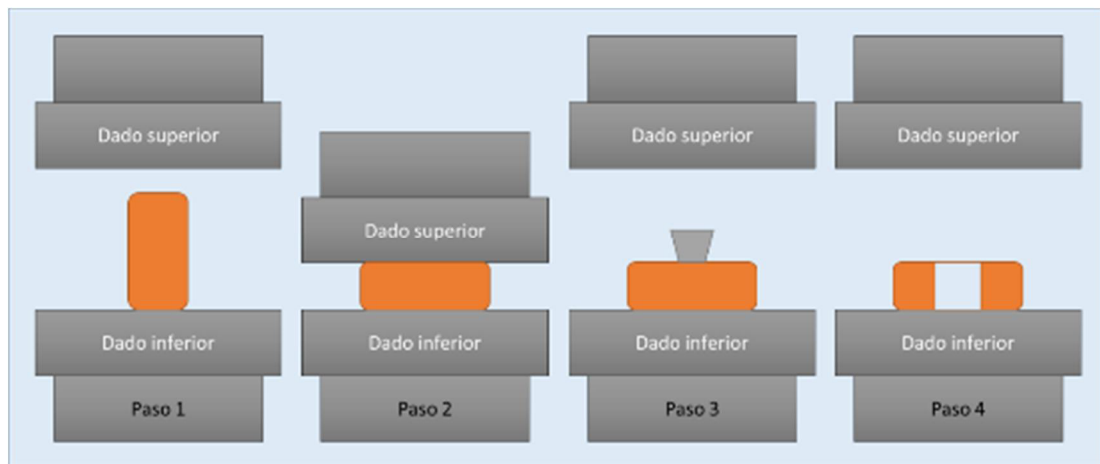


Figura 3.10 – Representación esquemática de la fabricación de la preforma en cuatro pasos.

El segundo paso es la operación de rolado de la preforma para convertirlo en anillo, se inicia con el resultado del paso del prensado y en una roladora se continúa con el proceso.

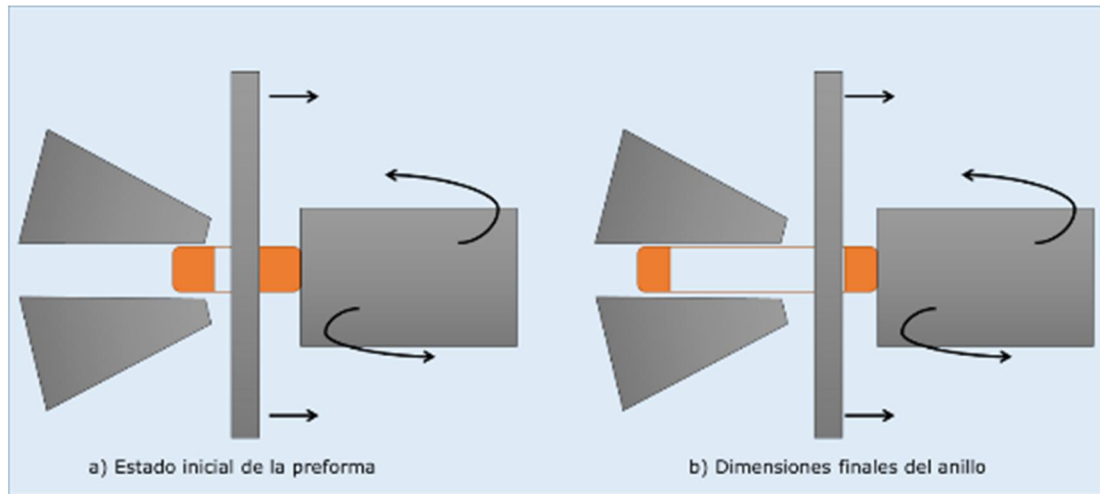


Figura 3.11 – Representación esquemática del rolado de anillo sin costura, a) estado inicial de la preforma del producto de la prensa, b) condición final.

3.3.1 Proceso 1 – Baja temperatura

A pesar de que los dos procesos son a temperaturas lejanas a la del ambiente, vamos a denominar el Proceso 1, como de “Baja temperatura”, debido a que se encuentra por debajo de la utilizada en el Proceso 2. Como fue descrito anteriormente, el proceso en general consistió en dos pasos, el primero en la parte de la prensa donde se hace la preforma, y el segundo en la parte de la roladora se hizo a la misma temperatura. El primer paso se hace en cuatro secuencias (Figura 3.10), en la segunda se le baja la altura y la tercera donde se introduce un punzón en el centro de la pieza para crear la preforma, la suma de las secuencias nos da una reducción de 3:1.

El segundo paso se realizó en dos secuencias, estas secuencias son en la roladora, se toma directamente la preforma, resultado del primer paso, y se procesa (Figura 3.11). En las dos secuencias tenemos una reducción de área de 2:1, donde se establecen los valores dimensionales del anillo final, en total en toda la operación se tiene una reducción de área del proceso termo-mecánico de 6:1 este valor se obtiene multiplicando la reducción en el primer paso y el segundo, considerando la reducción del procesamiento de la barra por parte del proveedor de 4:1, se determinó que la reducción total desde el lingote hasta el anillo forjado fue de 24:1.

3.3.2 Proceso 2 – Alta temperatura

El Proceso 2 denominado “Alta temperatura” tiene las mismas dimensiones tanto en la prensa como en la roladora, por lo que la reducción de área en el proceso termo-mecánico se mantuvo. La diferencia es la temperatura a la cual se procesaron los anillos. En la parte de la prensa donde es el primer paso, la temperatura es superior a la utilizada en la parte de la roladora.

3.3.3 Tratamientos térmicos.

Para poder llegar a desarrollar las propiedades requeridas en esta aleación es necesario hacer un tratamiento térmico en dos etapas. El primer tratamiento es un solubilizado y el segundo es un envejecido.

Se consideraron tres temperaturas de solubilizado con diferencia de 10°C entre cada una de ellas, las temperaturas seleccionadas fueron:

- Solubilizado 1: TSol1
- Solubilizado 2: TSol2
- Solubilizado 3: TSol3

El tiempo de exposición a dichas temperaturas fue de una hora de tiempo efectivo.

Para el envejecido se utilizaron diferentes tiempos de exposición, a una temperatura fija de 650°C y los dos tiempos seleccionados fueron los recomendados por la literatura.

- Envejecido 1: tEnv1
- Envejecido 2: tEnv2 (dos veces tEnv1)

3.3.4 Propiedades mecánicas.

El estudio se enfocó en el análisis de las propiedades mecánicas de tensión a temperatura elevada, medición de dureza y análisis microestructural de la aleación.

Para la prueba de tensión a temperatura elevada, la temperatura de experimentación fue la misma que la del envejecido, siendo esta 650°C. Para el análisis de las propiedades mecánicas, se efectuaron dos mediciones en cada uno de los anillos fabricados bajo cada una de las condiciones, una medición fue determinada en el centro de la pieza, mientras que la otra fue situada y realizada en la parte superior.

4 RESULTADOS

4.1 Resultados de la determinación del diagrama tiempo-precipitación.

Como se mencionó en el capítulo anterior, la primera parte del proyecto es la determinación del diagrama tiempo-precipitación de la aleación estudiada. Después de detallar la experimentación realizada durante este proyecto, en este capítulo se presentan todos los resultados de las pruebas en cada una de las condiciones, mientras que el análisis y discusión de los resultados se describirá en el siguiente capítulo.

4.1.1 Resultados del análisis de la materia prima.

Las lajas que se cortaron directo de las barras de la materia prima se dividieron en 36 secciones, y fueron identificadas de acuerdo a la Figura 4.1.

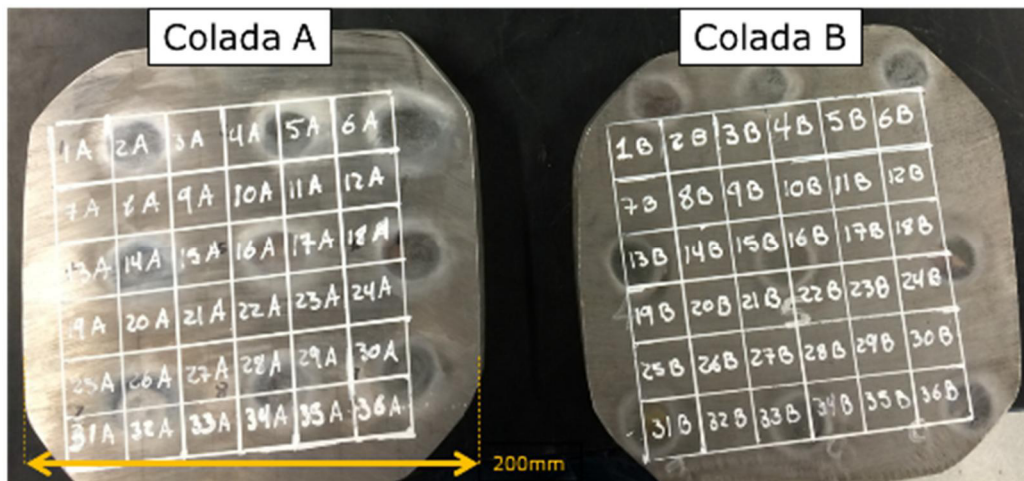


Figura 4.1 – Marcaje de las diferentes lajas utilizadas para los tratamientos térmicos y el análisis microestructural.

El material seleccionado después del proceso termo-mecánico también fue dividido y seccionado en 38 partes, como se muestra en la Figura 4.2.

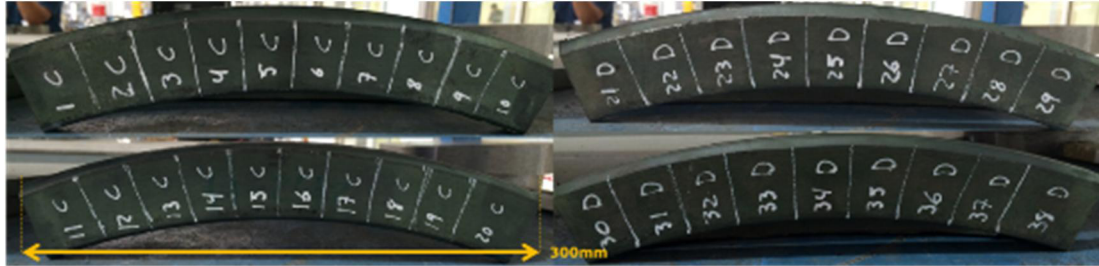


Figura 4.2 – Marcaje de las muestras de las probetas de la Colada A que tuvieron un trabajo termo-mecánico antes de los tratamientos térmicos.

Cada sección de ambas condiciones fue caracterizada por medio de una prueba de dureza y análisis metalográfico antes de ser sometidas a las diferentes rutas de tratamientos térmicos planeadas para esta investigación. Para su identificación las muestras fueron asignadas de acuerdo a la Tabla 4.1. La Colada A se identificó con la letra A y la Colada B a su vez con la letra B mientras que las probetas del anillo con trabajo termo-mecánico se identificaron con letras C y D.

Tabla 4.1 – Relación de la identificación de las muestras con las condiciones de los tratamientos térmicos, donde la Colada A se representa con la “A”, Colada B con la “B” y las probetas con trabajo termo-mecánico con las letras “C” y “D”.

		Temperatura °C				
		600	625	650	675	700
Tiempos (horas)	12	1A, 1B, 1C	8A, 8B, 8C	15A, 15B, 15C	22A, 22B, 22D	29A, 29B, 29D
	24	2A, 2B, 2C	9A, 9B, 9C	16A, 16B, 16C	23A, 23B, 23D	30A, 30B, 30D
	48	3A, 3B, 3C	10A, 10B, 10C	17A, 17B, 17C	24A, 24B, 24D	31A, 31B, 31D
	96	4A, 4B, 4C	11A, 11B, 11C	18A, 18B, 18C	25A, 25B, 25D	32A, 32B, 32D
	144	5A, 5B, 5C	12A, 12B, 12C	19A, 19B, 19C	26A, 26B, 26D	33A, 33B, 33D
	288	6A, 6B, 6C	13A, 13B, 13C	20A, 20B, 20C	27A, 27B, 27D	34A, 34B, 34D
	576	7A, 7B, 7C	14A, 14B, 14C	21A, 21B, 21D	28A, 28B, 28D	35A, 35B, 35D

4.1.1.1 Material directo de fundición.

La microestructura en el material directo de fusión para la Colada A (Figura 4.3) y B (Figura 4.4) antes de ser tratadas térmicamente es similar. Estas micrografías son representativas y muestran los componentes microestructurales encontrados en el análisis metalográfico. Las microestructuras encontradas constan de granos equiaxiales, presencia de maclas y precipitados distribuidos de manera heterogénea en la matriz de la aleación. Se examinó el estado inicial de cada una de las muestras y se detallan en el Apéndice 10.1.

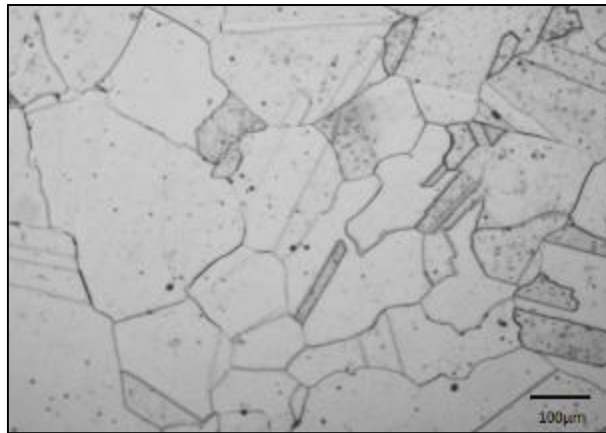


Figura 4.3 – Estado inicial microestructural promedio de la Colada A

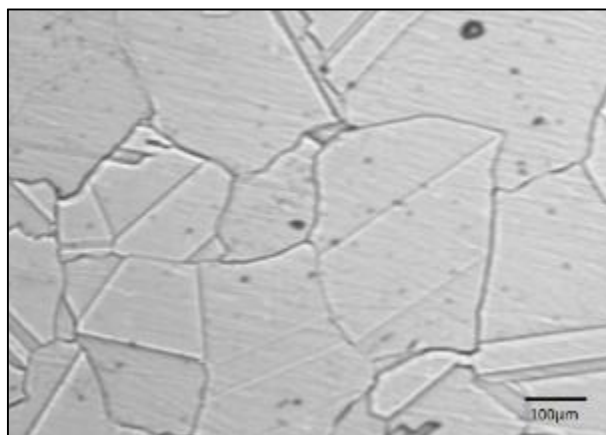


Figura 4.4 – Estado inicial microestructural promedio de la Colada B

4.1.1.2 Material trabajado.

De igual manera a la sección anterior se presenta una metalografía representativa de las probetas de las piezas con el trabajo termo-mecánico antes de ser sometidas al tratamiento térmico, en el Apéndice 10.2 se encuentra el resultado de todas las probetas.

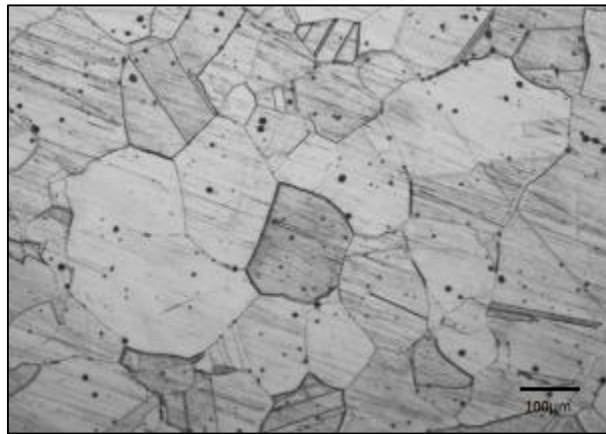


Figura 4.5 – Estado inicial microestructural de las probetas después del proceso termo-mecánico.

La Figura 4.5 muestra la microestructura promedio de las probetas después de ser procesadas termo-mecánicamente, la microestructura se ve diferente que cuando se obtiene el análisis directo del material de la colada, una de las razones es que la temperatura final de forja se ubica cerca de los 1040°C, se discutirá en el próximo capítulo la discrepancia entre ellas.

4.1.2 Resultados del esquema de tiempos y temperaturas.

Los resultados se mostrarán en dos partes, lo correspondiente a la parte metalográfica en cada una de las condiciones y el resultado de dureza de todas las muestras, en esta última estas mediciones fueron comparadas con el material base para analizar la evolución a lo largo del tratamiento térmico.

4.1.2.1 Resultados metalográficos.

Para los resultados de la metalografía se pondrán por separado los de la Colada A, Colada B y las probetas de las piezas que fueron trabajadas termo-mecánicamente.

En la Tabla 4.2 se despliegan los resultados de la Colada A, en la Tabla 4.3 los de la Colada B mientras que en la Tabla 4.4 los de las probetas con trabajo termo-mecánico, en ellas se presentan las temperaturas en forma de columna y los tiempos en las filas, así es posible observar los resultados de los tratamientos térmicos en su totalidad.

Tabla 4.2 – Resultados metalográficos de la Colada A en todas las condiciones de los tratamientos térmicos obtenidas a 100x.

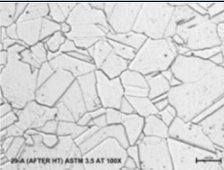
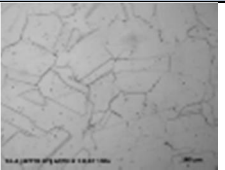

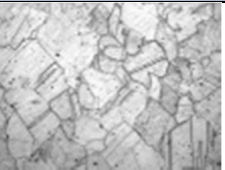
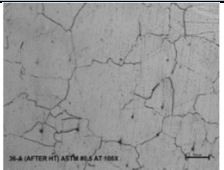
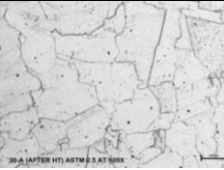
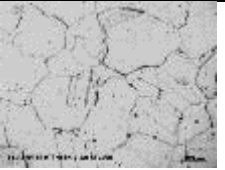

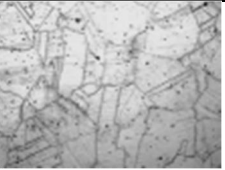
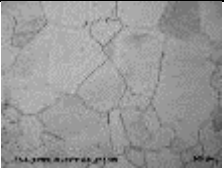
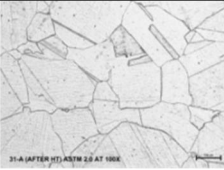
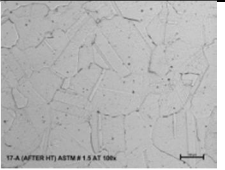

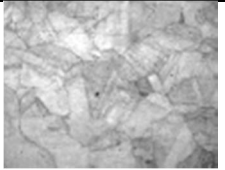
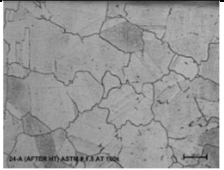
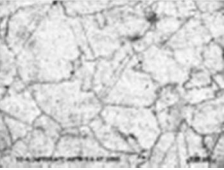
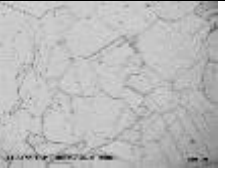

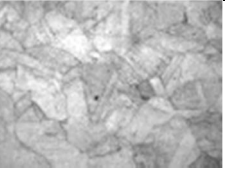
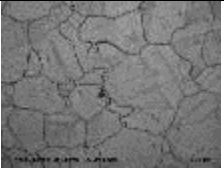
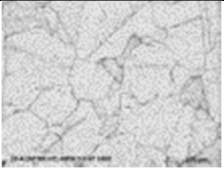


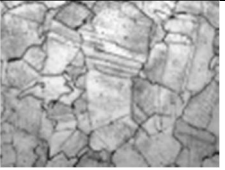
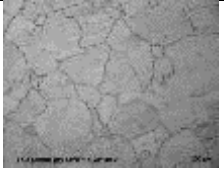
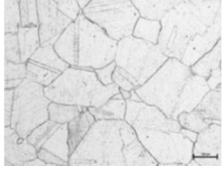


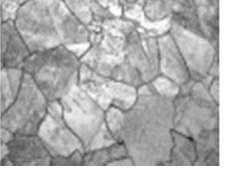
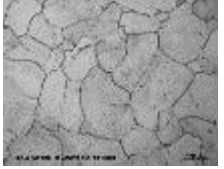



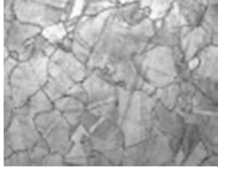
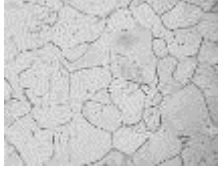
	600° C	625° C	650° C	675° C	700° C
12 horas	 1A	 8A	 15A	 22A	 29A
24 horas	 2A	 9A	 16A	 23A	 30A
48 horas	 3A	 10A	 17A	 24A	 31A
96 horas	 4A	 11A	 18A	 25A	 32A
144 horas	 5A	 12A	 19A	 26A	 33A
288 horas	 6A	 13A	 20A	 27A	 34A
576 horas	 7A	 14A	 21A	 28A	 35A

Tabla 4.3 – Resultados metalográficos de la Colada B en todas las condiciones de los tratamientos térmicos obtenidas a 100x.

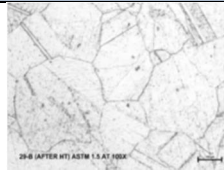
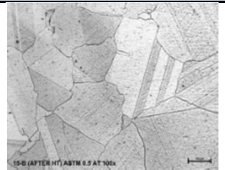
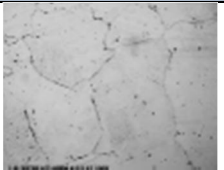
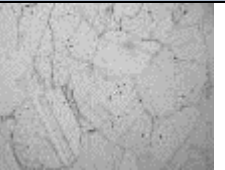

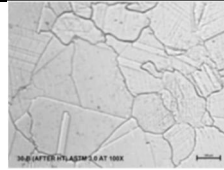
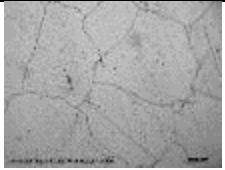



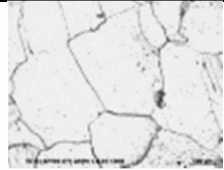
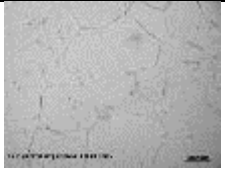
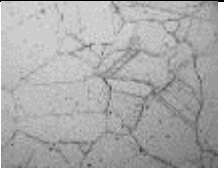
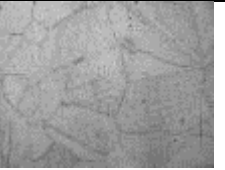
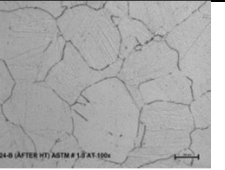
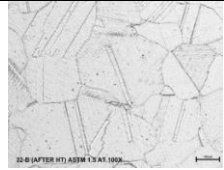
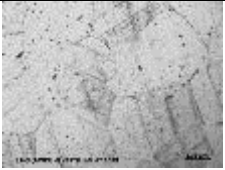



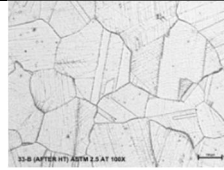
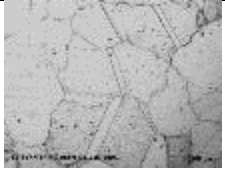
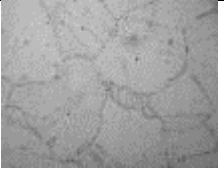

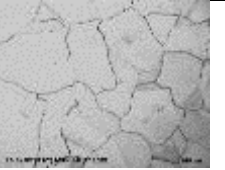
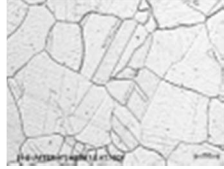

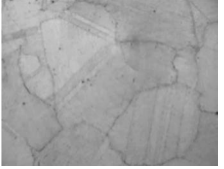

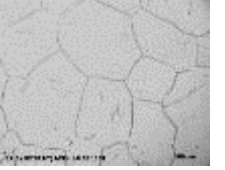
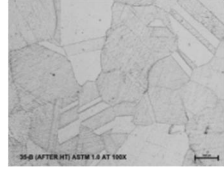
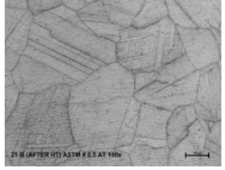

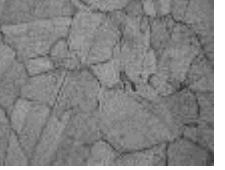
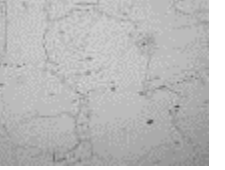
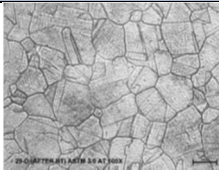
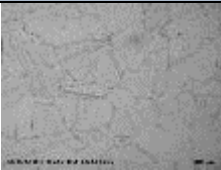
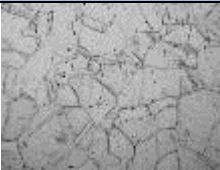
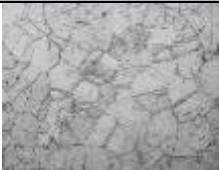
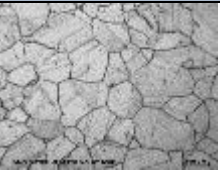
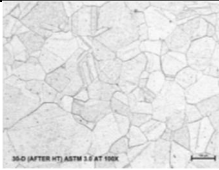
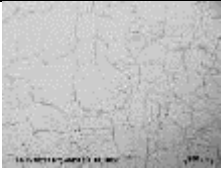
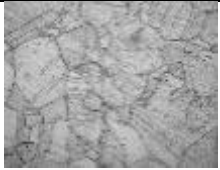

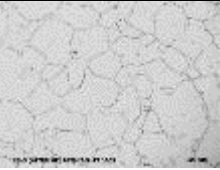
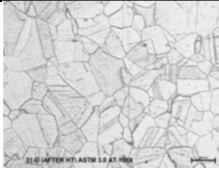
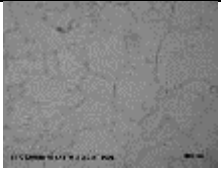
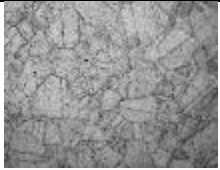
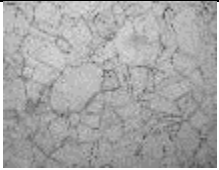
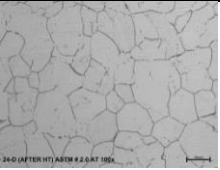
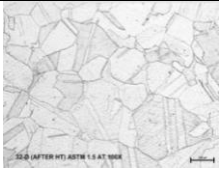
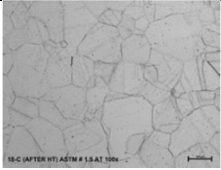
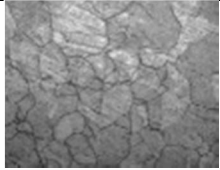
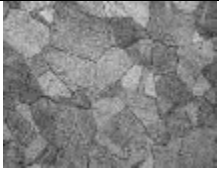
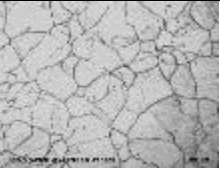
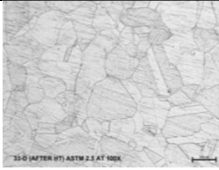
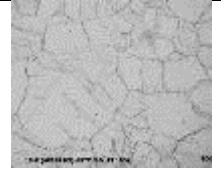

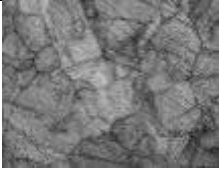
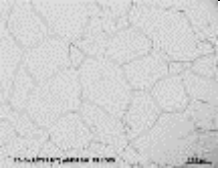
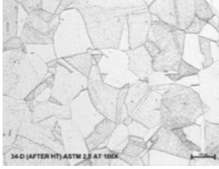
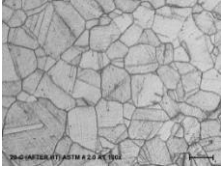
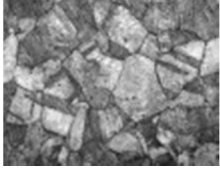

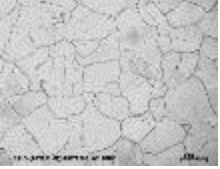

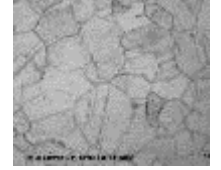


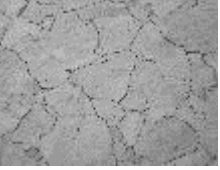
	600°C	625°C	650°C	675°C	700°C
12 horas	 1B	 8B	 15B	 22B	 29B
24 horas	 2B	 9B	 16B	 23B	 30B
48 horas	 3B	 10B	 17B	 24B	 31B
96 horas	 4B	 11B	 18B	 25B	 32B
144 horas	 5B	 12B	 19B	 26B	 33B
288 horas	 6B	 13B	 20B	 27B	 34B
576 horas	 7B	 14B	 21B	 28B	 35B

Tabla 4.4 - Resultados metalográficos de probetas con trabajo termo-mecánico en todas las condiciones de los tratamientos térmicos obtenidas a 100x.

	600°C	625°C	650°C	675°C	700°C
12 horas	 1C	 8C	 15C	 22D	 29D
24 horas	 2C	 9C	 16C	 23D	 30D
48 horas	 3C	 10C	 17C	 24D	 31D
96 horas	 4C	 11C	 18C	 25D	 32D
144 horas	 5C	 12C	 19C	 26D	 33D
288 horas	 6C	 13C	 20C	 27D	 34D
576 horas	 7C	 14C	 21D	 28D	 35D

4.1.2.2 Resultados de dureza.

Como se mencionó anteriormente, la medición de dureza se realizó en cada una de las muestras después del tratamiento térmico y analizarlas metalográficamente.

La Figura 4.6 muestra los resultados de la dureza de manera gráfica y en escala logarítmica, esta escala fue seleccionada debido a que si se usara una escala lineal, en el lapso de las primeras 100 horas se perdería el detalle. En el Apéndice 10.3 se encuentran todos los valores de dureza de manera independiente para cada condición.

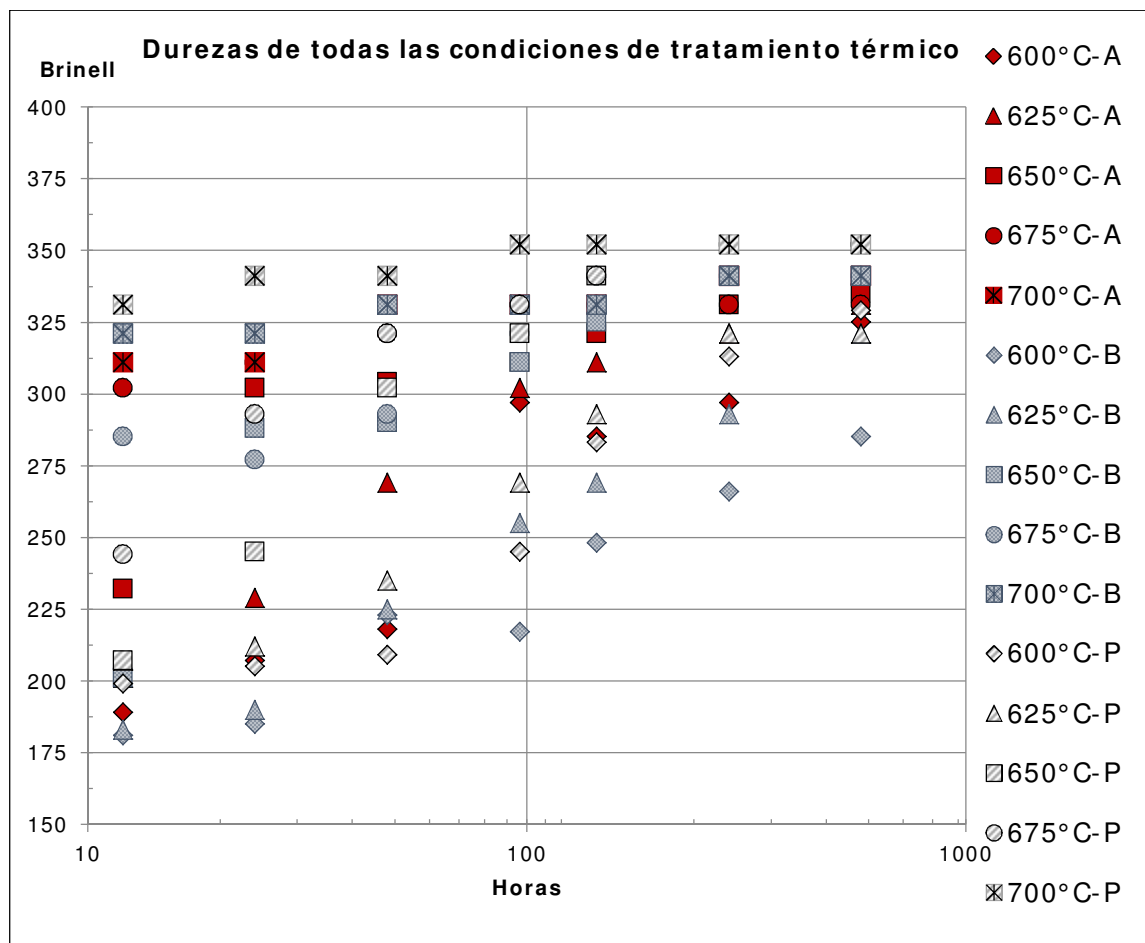


Figura 4.6 – Gráfica de durezas de todas las muestras y tratamientos térmicos en escala logarítmica para apreciar detalle en las primeras 100 horas.

Los datos de la figura anterior están representados en las tablas mostradas a continuación y se encuentran separadas por material, donde como ayuda visual se representa de color verde las muestras con menor dureza mientras que de color rojo las muestras que tienen el mayor valor de dureza reportado.

La Tabla 4.5 muestra los valores obtenidos de la Colada A, los valores presentados son el resultado de la dureza Brinell medida en la muestra, teniendo la temperatura en filas y el tiempo en las columnas.

Tabla 4.5 – Valores de los resultados de dureza de los tratamientos térmicos para la Colada A en escala Brinell.

		Horas							
Temp. °C	COLADA A	0	12	24	48	96	144	288	576
	700	170	311	311	331	331	331	341	341
	675	170	302	311	321	331	331	331	331
	650	170	232	302	304	311	321	331	335
	625	170	201	229	269	302	311	321	331
	600	170	189	207	218	297	285	297	325

Para la Colada B, los valores obtenidos se encuentran en la Tabla 4.6, en escala Brinell, manteniendo el orden de las temperaturas en las filas y los tiempos en las columnas, a primera instancia se aprecian valores similares, los colores pueden diferir a la Tabla 4.5 debido al valor inicial de dureza de la colada.

Tabla 4.6 – Valores de los resultados de dureza de los tratamientos térmicos para la Colada b en escala Brinell.

		Horas							
Temp. °C	COLADA B	0	12	24	48	96	144	288	576
	700	160	321	321	331	331	331	341	341
	675	160	285	277	293	321	341	341	341
	650	160	201	288	290	311	325	341	341
	625	160	183	190	225	255	269	293	321
	600	160	181	185	223	217	248	266	285

La tercera condición a analizar es la probeta trabajada termo-mecánicamente, a la cual se le aplicó los mismos tratamientos térmicos que al material tomado directo de las coladas, la materia prima utilizada para las probetas proviene de la Colada A, la Tabla 4.7 muestra los valores de dureza Brinell obtenidos en cada una de las condiciones.

Tabla 4.7 – Valores de los resultados de dureza de los tratamientos térmicos para las probetas trabajadas termo-mecánicamente en escala Brinell.

		Horas							
Temp. °C	Probeta	0	12	24	48	96	144	288	576
	700	170	331	341	341	352	352	352	352
	675	170	244	293	321	331	341	352	352
	650	170	207	245	302	321	341	352	352
	625	170	207	212	235	269	293	321	321
	600	170	199	205	209	245	283	313	329

Para un análisis visual se compararon los resultados de la Colada A con los resultados de las probetas, recordando que el material inicial era el mismo, con esto se obtiene el efecto del procesamiento y deformación a alta temperatura, en la Tabla 4.8 se aprecia un cambio en los valores de dureza ya que el aumento de dureza se refleja a menores tiempos.

Tabla 4.8 – Comparación visual de los resultados de dureza entre Colada A y la probeta procesada de la misma colada

			Horas							
			0	12	24	48	96	144	288	576
Colada A	Temp. °C	700								
		675								
		650								
		625								
		600								
Colada A Trabajo mecánico	Temp. °C	700								
		675								
		650								
		625								
		600								

Representado en una gráfica de tres dimensiones se puede encontrar en la Figura 4.7 los resultados obtenidos para la Colada A, mientras que en la Figura 4.8 se despliegan los resultados de dureza para las probetas que tuvieron un trabajo termo-mecánico.

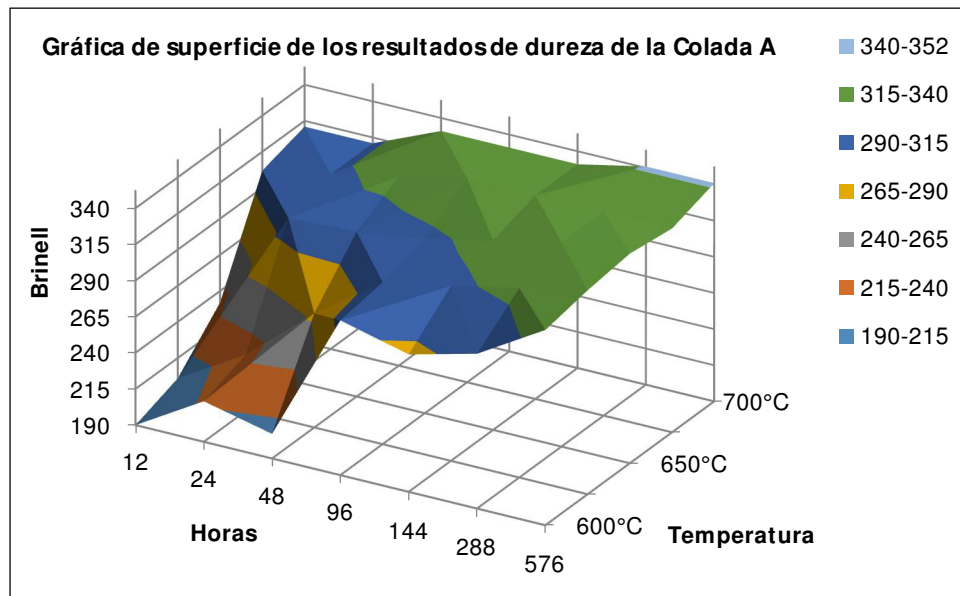


Figura 4.7 – Resultados de dureza graficados en tres dimensiones para la Colada A.

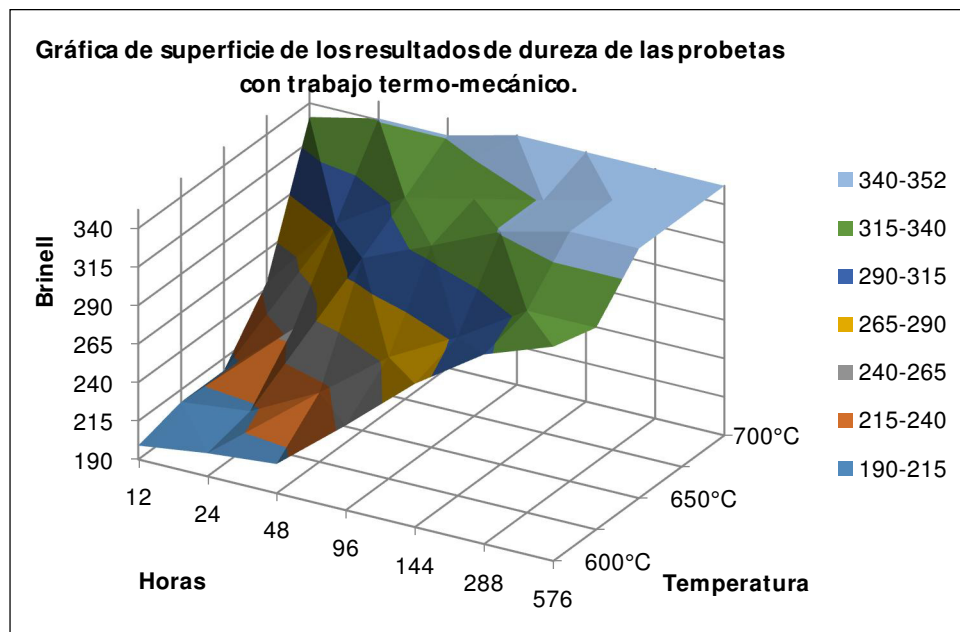


Figura 4.8 – Resultados de dureza graficados en tres dimensiones para las probetas con trabajo termo-mecánico.

En la Figura 4.9 se ilustra líneas isométricas de dureza entre las dos condiciones, y es la vista superior de la unión de la Figura 4.7 y de la Figura 4.8. El desfase de las líneas se discutirá en el siguiente capítulo.

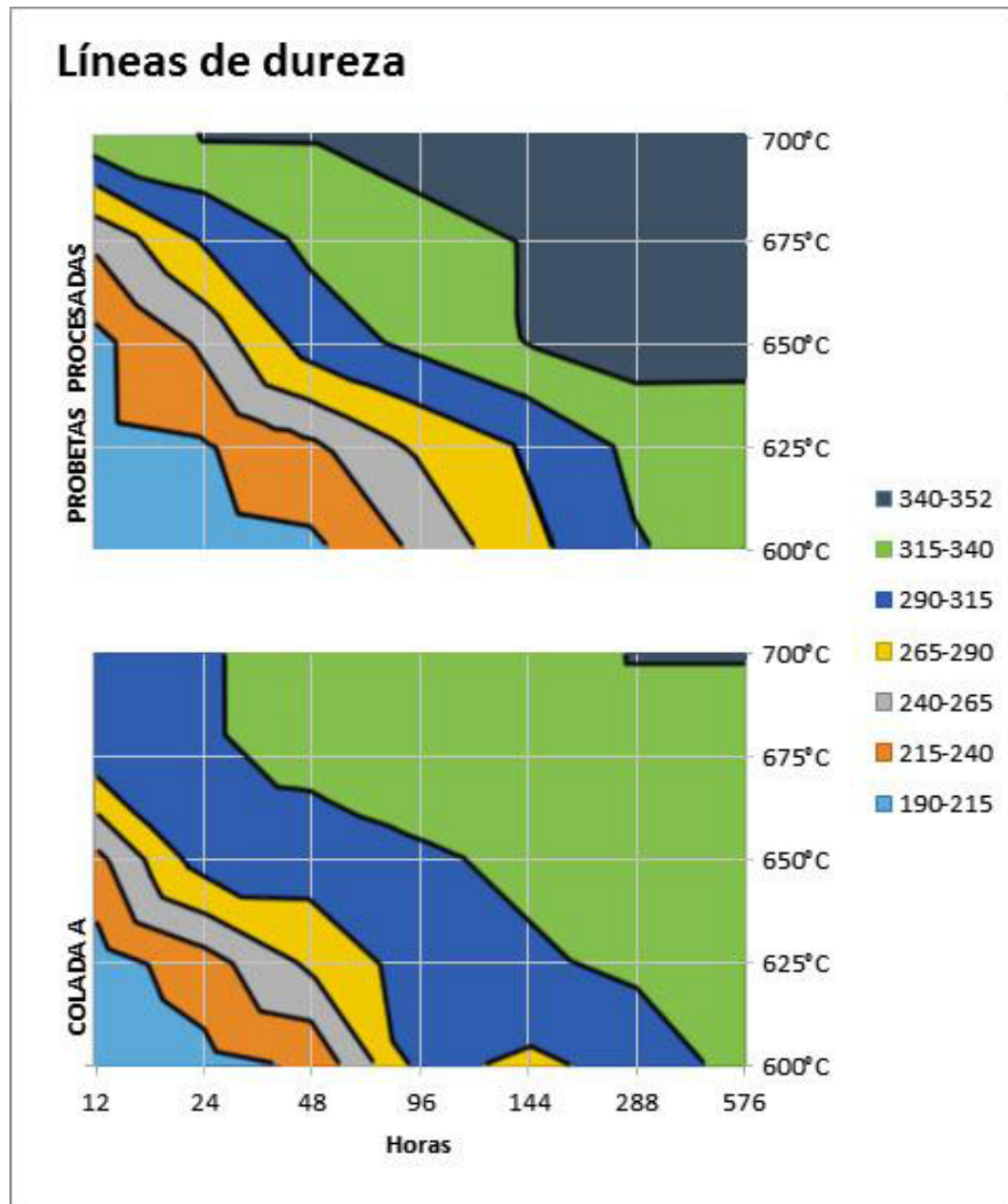


Figura 4.9 – Líneas de dureza durante los tiempos y tratamientos térmicos, es una vista superior de los resultados graficados en una superficie de tres dimensiones.

4.2 Resultados del proceso termo-mecánico de anillos con diferentes métodos de fusión.

La segunda parte de la experimentación consistió en un proceso termo-mecánico de anillos mediante los dos procesos descritos en el capítulo anterior con diferentes métodos de fusión, a los cuales se les hicieron los tratamientos térmicos descritos en 3.3.3, se maquinaron las probetas en las posiciones de acuerdo a lo descrito y se hicieron las pruebas para la determinación de las propiedades mecánicas. La colada que se utilizó para las piezas forjadas es la Colada E, cuya composición química se muestra en la Tabla 4.9.

Tabla 4.9 – Valores de los porcentajes en peso de los elementos químicos de la Colada E

Colada	Al	B	C	Fe	Cr	Mn
E	0.22	< 0.002	0.005	1.08	8.27	0.31
	Mo	P	S	Si	Cu	Ni
	25.00	< 0.005	< 0.001	0.10	0.06	64.94

En la Tabla 4.10 se establecen las abreviaciones utilizadas en las gráficas de los resultados de la prueba de tensión.

Tabla 4.10 – Abreviaciones utilizadas en las gráficas de los resultados de las pruebas de tensión a temperatura elevada.

Abreviación	Significado
YS	Esfuerzo de cedencia.
UTS	Esfuerzo último a la tensión.
%E	Porcentaje de elongación.
%RA	Porcentaje de reducción de área.
Env1	Tiempo primer envejecido.
Env2	Tiempo segundo envejecido.
Prol.	Pruebas en la ubicación de la prolongación.
Cent.	Pruebas en el centro de la pieza.

4.2.2 Fusión por inducción al vacío (VIM) y segunda fusión por electroescoria (ESR).

La Barra 3 y la Barra 4 cuyo segundo método de segunda fusión fue por electroescoria fueron sometidas a los mismos dos procesos termomecánicos de las Barras 1 y 2, de igual manera se midió la tensión a temperatura elevada, dureza, análisis de microestructura y tamaño de grano.

Similar a lo presentado en la sección pasada, las láminas de la Barra 3 y Barra 4 fueron sometidas a un macroataque en la condición inicial.

4.2.2.1 Proceso 1 – Baja temperatura.

El Proceso 1, fue el mismo que se les aplicó a la Barra 1 y a la Barra 2, la parte del prensado fue realizado a baja temperatura y en el rolado se mantuvo la misma temperatura.

4.2.2.1.1 Resultados de tensión a temperatura elevada.

Los resultados de la tensión elevada realizada a 650°C para el primer proceso se pueden ver en la Figura 4.18, y corresponden a la Barra 3.

La temperatura de solubilizado menor (TSol1) presentó los valores de esfuerzo último a la tensión y cedencia más altos en la parte de la prolongación.

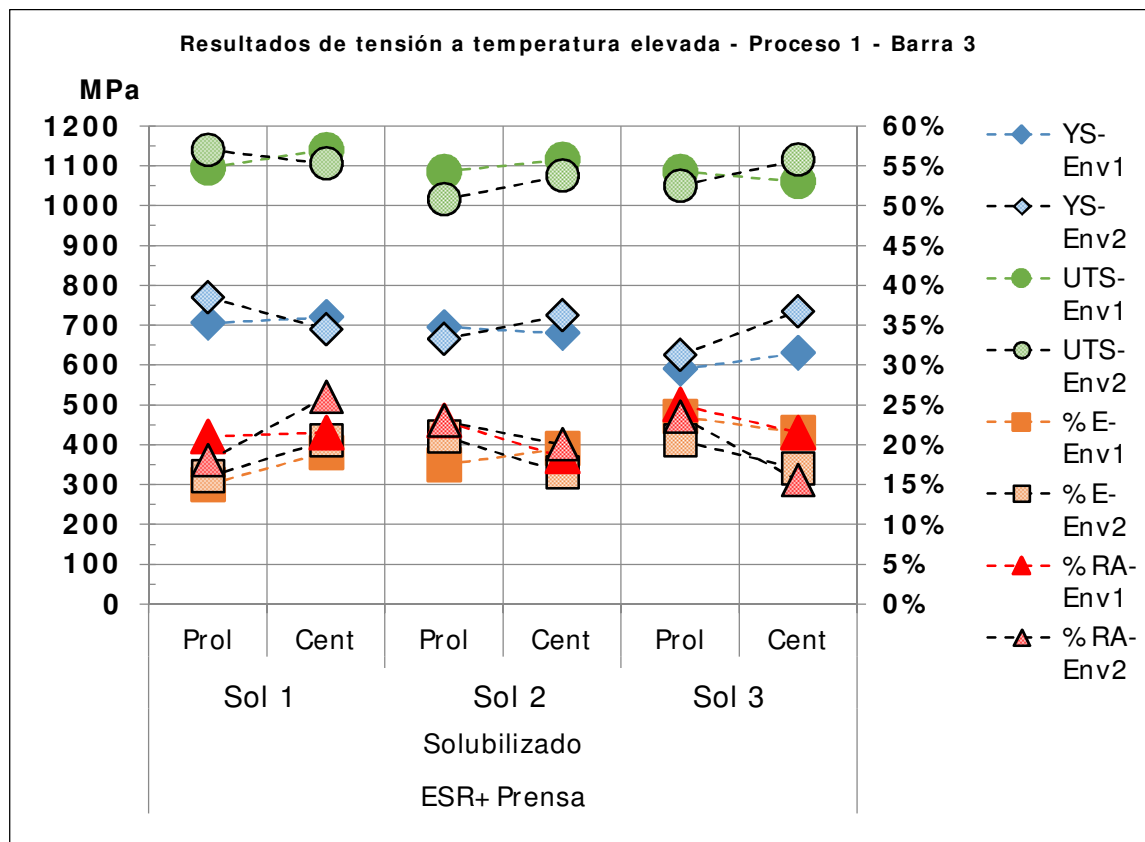


Figura 4.18 – Resultados de tensión a temperatura elevada de la Barra 3 con el Proceso 1. Leyenda de acuerdo a la Tabla 4.10.

Los resultados de la tensión a elevada temperatura mostrados en la Figura 4.19 corresponden a la Barra 4. Para este caso los valores más altos volvieron a presentarse en la parte de la prolongación de la temperatura menor de solubilizado, mientras que los valores más altos para la elongación y la reducción de área se presentaron en la temperatura de solubilizado de TSol3 con valores cercanos al 30%.

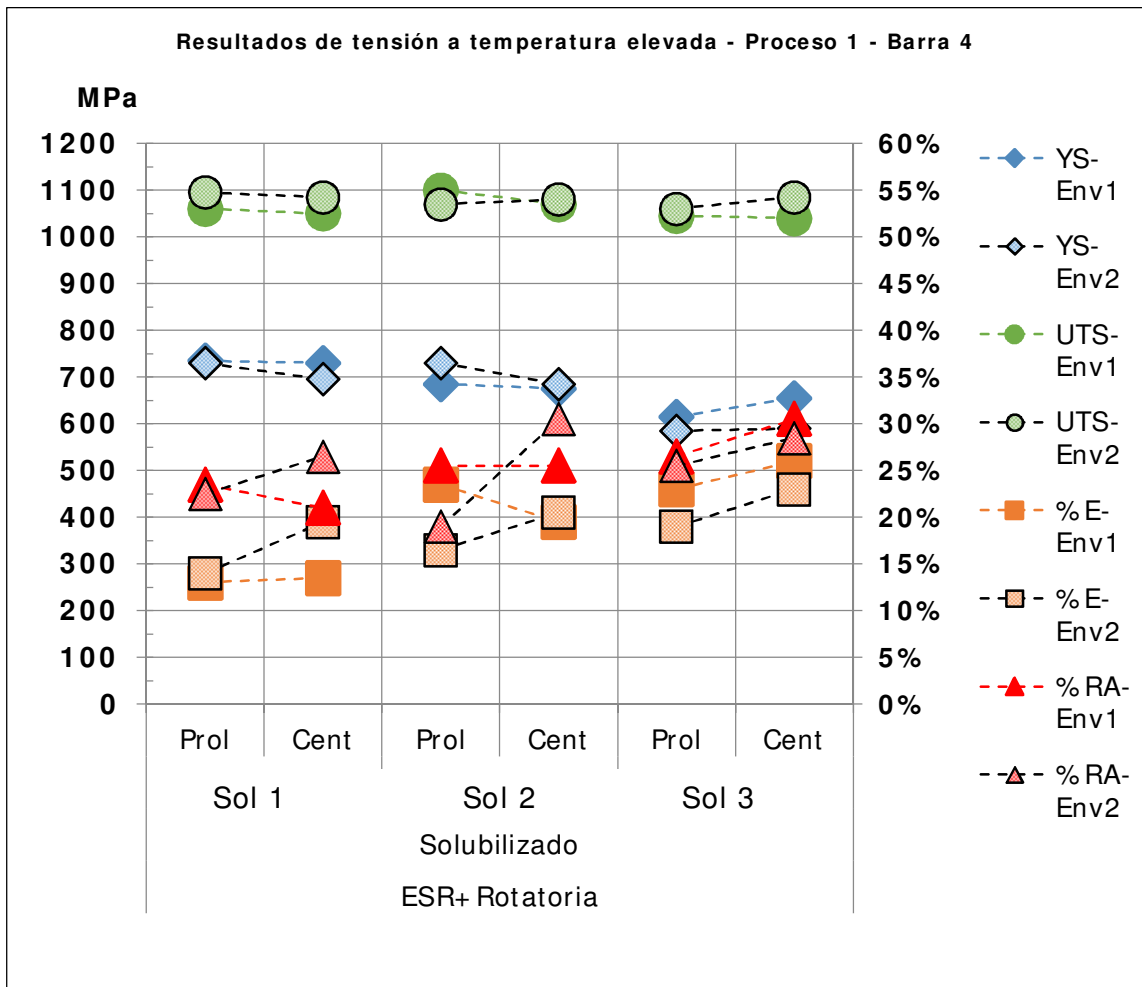


Figura 4.19 – Resultados de tensión a temperatura elevada de la Barra 4 con el Proceso 1. Leyenda de acuerdo a la Tabla 4.10.

4.2.2.1.2 Resultados metalográficos y de dureza.

Para cada uno de los procesos se hizo la medición de tamaño de grano y la dureza, estos se hicieron en el centro de la pieza y en la prolongación, para la Barra 3 están en la Tabla 4.19, mientras que los resultados de la Barra 4, están en la Tabla 4.20.

Tabla 4.19 – Mediciones de dureza y tamaño de grano Proceso 1, Barra 3.

		Resultados de la Barra 3 del Proceso 1									
		Envejecido 48 horas					Envejecido 96 horas				
Sol °C	Lugar	M	Brinell	TG	Estructura	µm	M	Brinell	TG	Estructura	µm
TSol1	Prol	C13	362	9.5	90% 9.5, 6.0	13.3	C14	381	9.5	80% 9.5, 6.5	13.3
	Cent	C13	362	9.5	70% 9.5, 6.5	13.3	C14	371	5.0	80% 5.0, 9.0	63.5
TSol2	Prol	C15	353	6.0	70% 6.0, 9.5	44.9	C16	362	5.5	80% 5.5, 9.5	53.4
	Cent	C15	344	5.0	80% 5.0, 9.5	63.5	C16	346	5.5	80% 5.5, 9.5	53.4
TSol3	Prol	C17	319	5.0	90% 5.0, 9.5	63.5	C18	323	5.0	80% 5.0, 9.5	63.5
	Cent	C17	319	5.0	80% 5.0, 9.5	63.5	C18	328	6.0	70% 6.0, 9.5	44.9

Tabla 4.20 – Mediciones de dureza y tamaño de grano Proceso 1, Barra 4.

		Resultados de la Barra 4 del Proceso 1									
		Envejecido 48 horas					Envejecido 96 horas				
Sol °C	Lugar	M	Brinell	TG	Estructura	µm	M	Brinell	TG	Estructura	µm
TSol1	Prol	C19	371	9.0	9 Uniforme	15.9	C20	390	9.0	9 Uniforme	15.9
	Cent	C19	362	9.5	70% 9.5, 6.5	13.3	C20	381	7.0	80% 7.0, 10	31.8
TSol2	Prol	C21	353	8.5	8.5 Uniforme	18.9	C22	358	8.5	8.5 Uniforme	18.9
	Cent	C21	353	5.5	80% 5.5, 10	53.4	C22	362	5.5	70% 5.5, 9.5	53.4
TSol3	Prol	C23	353	6.0	80% 6.0, 9.5	44.9	C24	355	5.5	80% 5.5, 9.5	53.4
	Cent	C23	344	5.0	80% 5.0, 10	63.5	C24	358	5.5	80% 5.5, 9.5	53.4

La Figura 4.20 muestra el estado de las piezas en la zona de la probeta después de ser procesadas termo-mecánicamente y antes de los tratamientos térmicos.

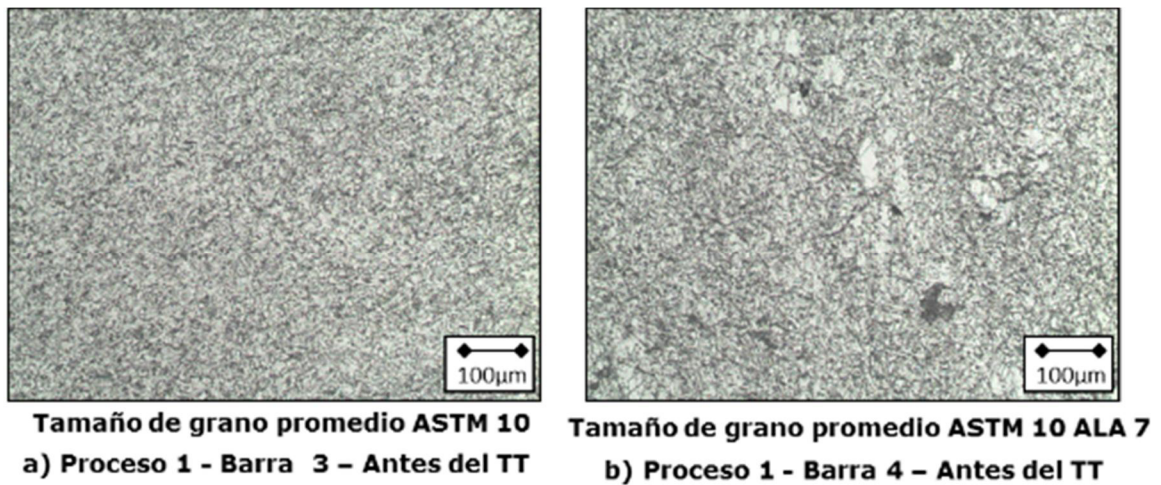


Figura 4.20 – Microestructura antes de los tratamientos térmicos para la a) Barra 3 y b) Barra 4 del Proceso 1.

Los resultados de las metalografías de las probetas para el Proceso 1 de la Barra 3, se puede encontrar en la Tabla 4.21 mientras que los de la Barra 4 en la Tabla 4.22.

Tabla 4.21 – Resultados metalográficos de las muestras del Proceso 1, Barra 3.
 Leyenda de acuerdo a la Tabla 4.10.







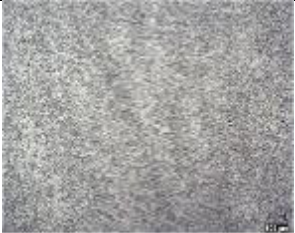





			Resultados de las muestras del Proceso 1, Barra 3	
B	Sol	Lugar	Envejecido 48 horas	Envejecido 96 horas
ESR+ Prensa	TSol1	Prol		
	TSol2	Prol		
	TSol3	Prol		

Tabla 4.22 – Resultados metalográficos de las muestras del Proceso 1, Barra 4.
 Leyenda de acuerdo a la Tabla 4.10.

			Resultados de las muestras del Proceso 1, Barra 4	
B	Sol	Lugar	Envejecido 48 horas	Envejecido 96 horas
ESR+Rotatoria	TSol1	Prol		
	TSol2	Prol		
	TSol3	Prol		

4.2.2.2 Proceso 2 – Alta temperatura.

El Proceso 2 fue el mismo que se le aplicó a la Barra 1 y a la Barra 2., de igual manera se les midió la resistencia a la tensión, dureza y se les hizo el análisis microestructural.

4.2.2.2.1 Resultados de tensión a temperatura elevada.

Los resultados de la tensión elevada realizada a 650°C se muestran en la Figura 4.21 para la Barra 3, para este caso los valores de elongación y reducción de área para el solubilizado de TSol3 se presentaron cerca del 60%.

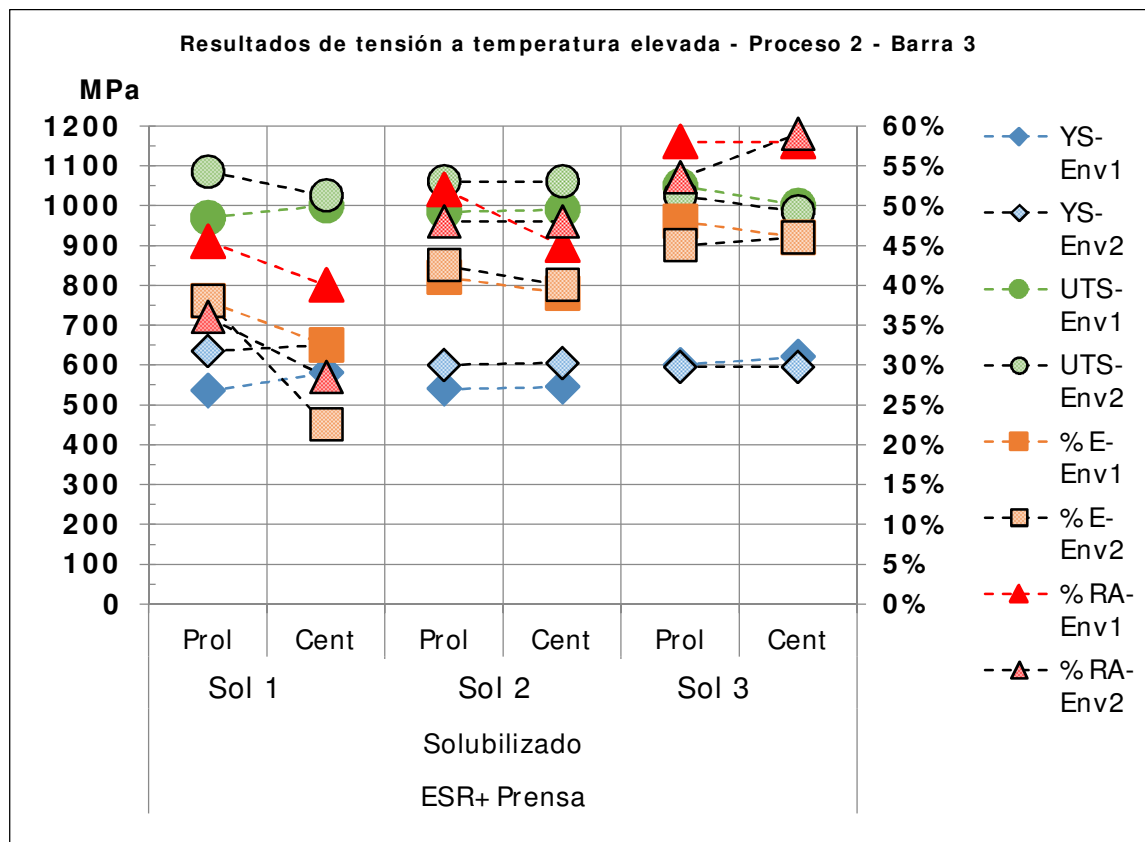


Figura 4.21 – Resultados de tensión a temperatura elevada de la Barra 3 con el Proceso 2. Leyenda de acuerdo a la Tabla 4.10.

Los resultados de la tensión elevada realizada a 650°C se muestran en la Figura 4.22 para la Barra 4. El valor máximo en el esfuerzo último a la tensión no tuvo gran variación en los tres tratamientos térmicos de solubilizado, estuvieron en el rango de 980MPa hasta los 1015MPa.

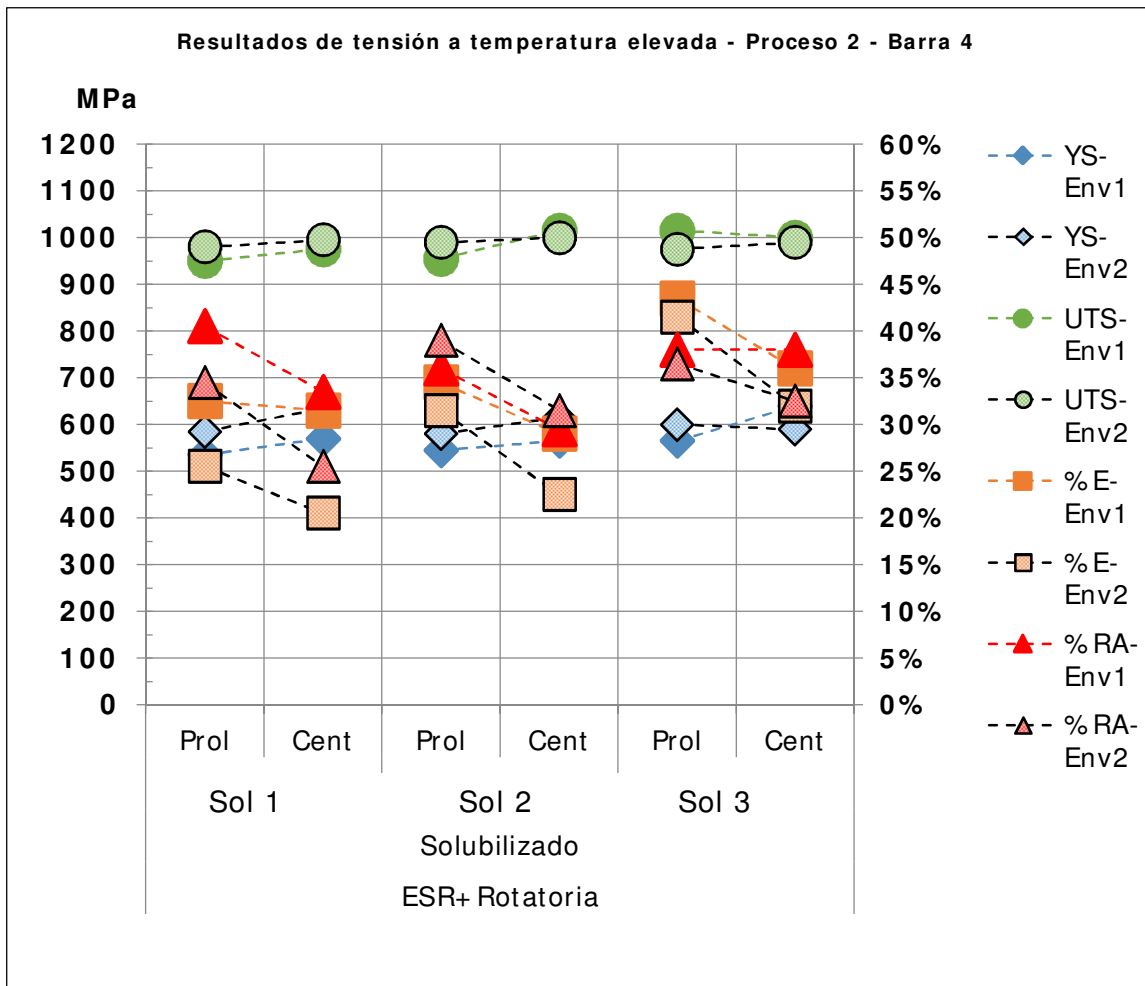


Figura 4.22 – Resultados de tensión a temperatura elevada de la Barra 4 con el Proceso 2. Leyenda de acuerdo a la Tabla 4.10.

4.2.2.2.2 Resultados metalográficos y de dureza.

Para la Barra 3 los resultados se encuentran en la Tabla 4.23, mientras que los resultados de la Barra 4 en la Tabla 4.24.

Tabla 4.23 – Mediciones de dureza y tamaño de grano Proceso 2, Barra 3

		Resultados de la Barra 3 del Proceso 2									
		Envejecido 48 horas					Envejecido 96 horas				
Sol °C	Lugar	M	Brinell	TG	Estructura	µm	M	Brinell	TG	Estructura	µm
TSol1	Prol	C37	354	4.5	90% 4.5, 9.5	75.5	C38	371	5.5	90% 5.5, 9.5	53.4
	Cent	C37	336	5.0	60% 5.0, 9.5	63.5	C38	336	5.5	60% 5.5, 9.5	53.4
TSol2	Prol	C39	330	4.5	90% 4.5, 9.5	75.5	C40	344	4.5	90% 4.5, 9.5	75.5
	Cent	C39	329	5.0	70% 5.0, 9.5	63.5	C40	336	4.5	70% 4.5, 9.5	75.5
TSol3	Prol	C41	301	4.5	4.5 Uniforme	75.5	C42	336	4.0	4 Uniforme	89.8
	Cent	C41	294	4.0	80% 4.0, 9.5	89.8	C42	319	4.0	80% 4.0, 9.5	89.8

Tabla 4.24 – Mediciones de dureza y tamaño de grano Proceso 2, Barra 4.

		Resultados de la Barra 4 del Proceso 2									
		Envejecido 48 horas					Envejecido 96 horas				
Sol °C	Lugar	M	Brinell	TG	Estructura	µm	M	Brinell	TG	Estructura	µm
TSol1	Prol	C43	362	4.5	90% 4.5, 9.5	75.5	C44	390	4.5	90% 4.5, 9.0	75.5
	Cent	C43	362	5.0	70% 5.0, 9.0	63.5	C44	371	4.0	70% 4.0, 9.0	89.8
TSol2	Prol	C45	369	4.0	90% 4.0, 9.5	89.8	C46	371	4.5	4.5 Uniforme	75.5
	Cent	C45	354	4.5	80% 4.5, 9.0	75.5	C46	362	4.0	80% 4.0, 9.0	89.8
TSol3	Prol	C47	353	4.0	4 Uniforme	89.8	C48	360	4.5	4.5 Uniforme	75.5
	Cent	C47	344	4.0	90% 4.0, 9.5	89.8	C48	359	4.0	90% 4.0, 9.0	89.8

El estado de las piezas en la zona de la probeta después de ser procesadas termo-mecánicamente y antes de ser tratadas térmicamente se muestra en la Figura 4.23.

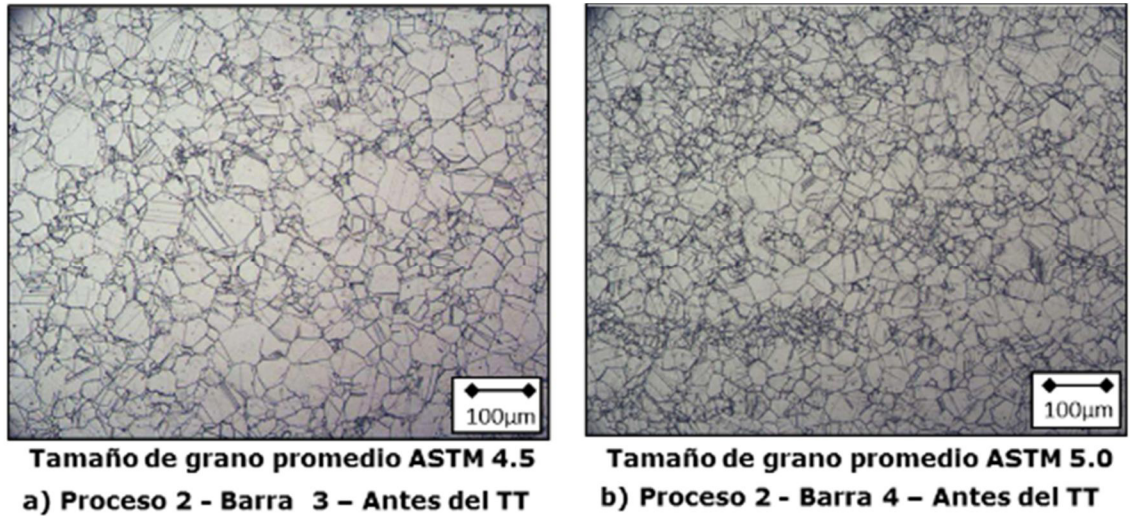


Figura 4.23 – Microestructura antes de los tratamientos térmicos para la a) Barra 3 y b) Barra 4 del Proceso 2.

Para el Proceso 2 de las Barras 3 y 4, los resultados del análisis metalográfico se pueden encontrar en la Tabla 4.25 y Tabla 4.26 respectivamente.

Tabla 4.25 – Resultados metalográficos de las muestras del Proceso 2, Barra 3.
 Leyenda de acuerdo a la Tabla 4.10.










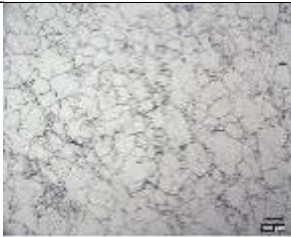


			Resultados de las muestras del Proceso 2, Barra 3	
B	Sol	Lugar	Envejecido 48 horas	Envejecido 96 horas
ESR+Prensa	TSol1	Prol		
	TSol2	Prol		
	TSol3	Prol		

Tabla 4.26 – Resultados metalográficos de las muestras del Proceso 2, Barra 4.
 Leyenda de acuerdo a la Tabla 4.10.

			Resultados de las muestras del Proceso 2, Barra 4	
B	Sol	Lugar	Envejecido 48 horas	Envejecido 96 horas
ESR+Rotatoria	TSol1	Prol		
	TSol2	Prol		
	TSol3	Prol		

5 DISCUSIÓN

Similar a como se ha presentado todo el trabajo, la discusión está separada por los dos temas principales de esta tesis, se discutirán primero los resultados de la determinación del diagrama de tiempo-precipitación y posteriormente los resultados de los anillos que fueron trabajados termo-mecánicamente con dos métodos de fusión al fabricarse.

5.1 Discusión de los resultados de la determinación del diagrama tiempo-precipitación.

5.1.1 Material directo del proveedor.

La materia prima fue analizada directo de las barras del proveedor y después de ser trabajada. En cuanto a la composición química, las dos coladas presentan valores en peso muy similares, algunas diferencias notables se encuentran en el carbono con 220 ppm, mientras que para el cromo y molibdeno presentaron variaciones del 0.13% y 0.09%, respectivamente.

Las metalografías de las coladas mostradas en las Figura 4.3 y Figura 4.4 se ven muy similares; granos grandes (tamaño de grano de 127 μ m o mayor, equivalente a un tamaño de grano ASTM 3) de estructura uniforme con precipitados de la Fase- μ distribuidos en la matriz presentándose en poca concentración y con maclas visibles. Esto es el resultado del tratamiento térmico a las que fueron sometidas por parte del proveedor de materia prima. Utilizar una temperatura de tratamiento térmico alta (en este caso arriba de 1200°C) durante varias horas ocasiona que el mecanismo de control

de tamaño de grano no sea suficientemente resistente y empiecen a crecer. La presencia de la Fase- μ es uno de los mecanismos principales para el control del tamaño de grano y propiedades mecánicas para la aleación. Esta fase se presenta en un rango de temperatura entre 1065°C hasta 1110°C de acuerdo a [52], por lo que a la temperatura utilizada por el proveedor, está completamente dispersa en la matriz, lo que impide mantener una estructura de grano fino.

El material recibido por parte del proveedor presenta algunas heterogeneidades en el tamaño de grano. De acuerdo a la distribución de muestras indicadas en la Figura 4.1, la Colada A tiene un promedio de tamaño de grano de 127 μm sin embargo las muestras identificadas como 8A y 10A tienen un tamaño de grano de 89.8 μm siendo más fino que el promedio, mientras que las 5A y 18A presentan un grano más grueso. La Colada B por su parte con un promedio de tamaño de grano de 150 μm , muestra diferencias de tamaños de grano de entre 30 μm a 45 μm (9B y 10B) tienen un tamaño de grano más fino que la Figura 4.4 mientras 1B, 18B y 20B presentan un tamaño de grano más grueso que el tamaño promedio reportado en 4.1.1.1

5.1.2 Material trabajado.

A diferencia del material que se analizó en condición de recibido, las muestras metalográficas que recibieron trabajo termo-mecánico exponen una mayor precipitación, como se observa en la Figura 4.5 y con un tamaño de grano de 75.5 μm se encuentra en una condición más fina que el grano promedio de la Colada A y Colada B, uno de los factores que le hizo que existiera recristalización fue el trabajo que se le aplicó durante el procesamiento en caliente.

5.1.3 Tamaño de grano y microestructura.

El tamaño de grano resultante del análisis de las muestras después de haber sido expuestas a los diferentes tratamientos térmicos no sufrió gran modificación a su estado inicial, ya que las temperaturas de dichos tratamientos térmicos se encuentran por debajo de la zona donde la Fase- μ está presente y que sería donde se efectuara un cambio en cuanto al tamaño de grano y microestructura en las muestras. En este caso el tamaño de grano se mantuvo igual o podríamos considerar sólo como una pequeña mejoría como se ve en las muestras 4A, 22A y 26A comparándolas entre la Tabla 10.1 y la Tabla 4.2 sólo por mencionar algunas, estas muestras no tuvieron un mayor movimiento de $20\mu\text{m}$ en promedio de diámetro.

En el análisis del microscopio óptico se ve un incremento en la cantidad de Fase- μ en las muestras y esto se puede apreciar principalmente en las que se trataron desde los 650°C hasta los 700°C . Las muestras de menor temperatura (600°C y 625°C) tuvieron un incremento muy bajo de los precipitados; para la Colada B el panorama es muy similar, pero las expuestas a 625°C presentan más concentración de los precipitados que las tratadas a la misma temperatura de la Colada A. Para las muestras que tuvieron trabajo termo-mecánico, recordando que provenían de la Colada A, el comportamiento fue similar a las de la colada sin trabajo, solo que el tamaño de grano es más fino a lo largo de todo el proceso por su manufactura previa como mencionado anteriormente, un ejemplo se puede ver claramente en la identificada como 29D en la Tabla 10.3, sin embargo esto se observa de manera general en todos los resultados.

Las maclas que se encontraban presentes en la materia prima en condición de recibida fueron desapareciendo durante los tratamientos térmicos, para la temperatura de 700°C eso se ve más claro, en temperaturas menores también se alcanza a apreciar este cambio pero de una manera menos drástica, la transformación de maclas a granos individuales provocó la disminución de las dimensiones de los tamaños de grano dándonos una mayor concentración en la muestra analizada queriendo decir una disminución en el diámetro, dicho fenómeno también ocurrió en las probetas que recibieron el trabajo mecánico previo a los tratamientos térmicos, si comparamos la muestra 30D antes (Tabla 10.3) y después de ser tratada (Tabla 4.4) se ve claramente donde desaparecen las maclas y el tamaño de grano se refina, otro claro ejemplo es la identificada como 13C de la Tabla 4.4 donde se puede apreciar un refinamiento de hasta 2 tamaños de grano evaluándolo con la norma ASTM y comparándola con su estado inicial en la Tabla 10.3.

5.1.4 Medición de durezas en muestras.

Después de hacérsele la medición microestructural se les hizo la medición de dureza a cada una de ellas, en las metalografías se ve una heterogeneidad mientras que entre las muestras la medición de la dureza mostró una homogeneidad, la dureza de la Colada A fue de 170 Brinell, que también es el valor inicial de los especímenes trabajados termo-mecánicamente, mientras que la Colada B fue de 160 Brinell en la condición en que se recibieron.

Se tiene un total de 120 condiciones que fueron medidas, 40 de cada una de las tres características de la materia prima y de primera instancia se ve un comportamiento similar en cada una de esas

condiciones, teniendo la mayor pendiente entre las primeras 100 horas y posteriormente el valor de la pendiente va disminuyendo.

Empezando con la Colada A y analizando la Figura 10.2 vemos que para los valores entre 12 y 48 horas la dureza para la temperatura de 600°C no tiene gran crecimiento, empezando en 170 Brinell y terminando en 218 Brinell, sin embargo el siguiente rango de tiempos entre 96 y 288 horas, ya presenta valores entre 285 y 297 Brinell, para el último tiempo de 576 horas tenemos un valor de 325. Al momento de incrementar la temperatura del tratamiento térmico de envejecido por lo menos 25°C ya vemos un incremento considerable en las primeras horas de dicho tratamiento, entre las 12 y 48 ya tenemos un rango de 68 unidades Brinell para el envejecido de 625°C, en el de 600°C solo se presentó un cambio de 49 unidades, para la temperatura de 650°C presenta un desfase de 72 unidades mientras que para las temperaturas de 675°C y 700°C la diferencia es menor ya que de 0 a 12 horas el incremento en la dureza es mucho mayor que las demás muestras, en promedio a las 12 horas tienen un valor de 306 Brinell cuando los tratamientos en las temperaturas más bajas se encuentran cerca de los 200 Brinell. La diferencia que existe entre la temperatura más alta y la más baja a 12 horas es de 122 unidades, pero si analizamos los mismos valores a 576 horas la diferencia es solamente de 16, lo que indica que el LRO se presenta en tiempos prolongados como era de esperarse, y no se ve en las imágenes del microscopio óptico ya que son de varios angstroms de tamaño, la Figura 10.8 nos da una referencia visual del comportamiento de la dureza de cada uno de los tratamientos térmicos y se observa claramente como la diferencia entre los valores disminuye conforme el tiempo avanza.

Para la Colada B el comportamiento se mantiene parecido a la Colada A pero la evolución de la dureza en el tiempo tiene diferente velocidad de incremento, en esta colada nuestro valor inicial es de 160 Brinell.

Para el tratamiento térmico de 600°C el valor máximo alcanzado a las 576 horas es de 285 Brinell quedando 46 unidades por debajo de la Colada A, pero esta gran diferencia solo se presenta en ese tiempo, para los tiempos por debajo de 288 horas la diferencia disminuye a 25 unidades Brinell, los valores de la temperatura de 625°C están por encima de la de 600°C a lo largo de todo el tiempo en un promedio de 21 Brinell, a partir de los 650°C el cambio de dureza entre las primeras horas es considerable, entre las 12 y 48 horas la dureza de los tres restantes tratamientos térmicos promedian 300 Brinell mientras que los primeros dos promediaban 200 Brinell, mostrado en la Figura 10.3.

La Figura 10.9 nos ayuda de manera visual a ver el comportamiento de las durezas de la Colada B y se ve una clara diferencia en las durezas a las 576 horas comparándola con la Figura 10.8, esta última figura expone un rango más cerrado en las muestras.

Para la dureza medida en las probetas que fueron trabajadas termomecánicamente se mantiene el comportamiento de los dos análisis anteriores pero los rangos de dureza se incrementaron, inclusive con su misma referencia de la Colada A de la cual es el material. A las 576 horas llegamos a tener valores de dureza arriba de los 350 Brinell, y dicho valor lo podemos alcanzar con el tratamiento térmico de 700°C desde las 96 horas. La diferencia entre las mediciones de las 12 horas entre el tratamiento térmico de 600°C y el de 700°C es de 132 unidades, el mayor entre dichas las muestras. Una de las similitudes con la Colada B es el comportamiento de los tratamientos térmicos de

600°C y 625°C, están por debajo de los otros tres en un promedio de 25 Brinell, sin embargo los valores a 576 horas tienen un rango cerrado, el menor de 321 Brinell y el máximo en 352 Brinell.

En la Figura 4.6 se muestran los resultados de las mediciones de dureza en todas las condiciones, se ve claramente que la diferencia entre los valores disminuye considerablemente conforme va pasando el tiempo, en un inicio tenemos una diferencia de 148 Brinell y conforme va pasando el tiempo va disminuyendo hasta llegar a 67 unidades, sin embargo 14 de los 15 tratamientos están a sólo 31 de diferencia, pareciendo estar el límite de dureza en los 352 Brinell, ya que el tratamiento usando una temperatura de 700°C no tuvo variación de ese valor desde las 96 hasta las 576 horas.

Como ayuda visual nos podemos referir a la Tabla 4.8, en donde se compara los resultados de la Colada A y las Probetas, que si recordamos son de la misma colada, en ella se observa claramente una diferencia, donde el material que se le aplicó el trabajo termomecánico presenta valores más elevados comparando entre sí las mismas condiciones, demostrando que dicho trabajo aplicado afecta directamente a la respuesta del tratamiento térmico de envejecido, la mayor diferencia se ve en las temperaturas más altas a los tiempos más prolongados. Detallando más esta situación la Figura 4.9 marca con líneas los valores de dureza, en la parte superior se ve claramente que en su totalidad las muestras de a partir de 144 horas y 650°C tienen un valor de por lo menos 340 Brinell, mientras que el mismo cuadrante para el material que no tuvo trabajo mecánico es el valor máximo, indicando que un trabajo mecánico acelera la precipitación de la aleación.

5.2 Discusión de los resultados del proceso termo-mecánico de anillos rolados con diferentes métodos de fusión.

La segunda parte de la experimentación estuvo dividida en 4 secciones al momento de presentarse los resultados, cada sección tenía los resultados de tensión a temperatura elevada, dureza y tamaño de grano con sus metalografías, para las discusiones se cambiará la forma en que se presentará, se discutirá en una sola sección cada una de las propiedades mecánicas pero ya no se harán secciones por separado por los métodos de fusión, con el fin de poder hacer una comparación más directa entre los procesos y condiciones.

si comparamos entre los métodos de fusión no existe gran diferencia entre ellos, lo que marca diferencia es la forma en que se trabajó la barra para llegar a la medida, del lado izquierdo se observa en ambas figuras el material trabajado en una prensa de dos puntos, en donde las deformaciones son mayores y se puede decir que presenta tres zonas de microestructura que se alcanzan a apreciar a simple vista y de manera homogénea, la primera en el centro, la segunda en la parte de la mitad del radio y la tercera cerca del diámetro exterior.

Para las barras que fueron procesadas en la prensa rotatoria las deformaciones fueron menores, se alcanzan a ver las líneas de deformación que sufrieron durante el proceso, siendo estas de entre 5 y 10 milímetros; la forma final es circular pero en el centro de las muestras se percibe un cuadrado de entre 40 y 50 milímetros con esquinas redondas donde posiblemente no alcanzó a tener una deformación hasta el centro de la barra y las tres zonas presentes en el otro proceso desaparecen. Sin embargo como es mencionado al principio de la discusión, comparando las barras del mismo proceso

entre sí, no se alcanza a ver diferencia que indique que un método de fusión tiene ventajas o desventajas sobre el otro siendo esto solamente en un análisis visual.

5.2.1 Tensión a temperatura elevada.

Se realizaron 96 tensiones a temperatura elevada (650°C) para cubrir todas las condiciones, como lo descrito en 3.3.5, en los resultados de la Barra 1 del primer proceso de forja se observa que tanto los tres solubilizados como el segundo envejecido no tienen gran influencia en los valores del esfuerzo último a la tensión ya que sólo en dos muestras el valor es mayor que lo obtenido en el primer envejecido.

Donde sí se demuestra un impacto es en la cedencia donde va decayendo poco a poco cuando sube la temperatura del solubilizado, otro impacto notable es la elongación y reducción de área ya que del solubilizado de menor temperatura al mayor existe una diferencia de 18%, pero el efecto del segundo envejecido se sigue considerando nulo.

Para la Barra 2 del mismo proceso de forja el comportamiento es similar, sin embargo la diferencia de la reducción de área de la temperatura menor de solubilizado contra la mayor es solo 8% de diferencia como lo refleja la Figura 4.12

Los resultados del Proceso 2 en la Barra 1 muestran una disminución en los valores de la cedencia y del esfuerzo último de tensión, llegando a tener diferencia de hasta 235MPa si comparamos la Figura 4.11 y Figura 4.14 en el primer solubilizado en el centro de la pieza. El comportamiento es similar, pero como el material tiene valores de cedencia más bajos, el promedio de la elongación y reducción de área

Para la Barra 3 el comportamiento se mantiene a las barras anteriores para el Proceso 1, el envejecido de 96 horas no tiene gran impacto en los resultados de la cedencia y del esfuerzo último de tensión cuando se comparan entre sí, donde si se observa una pequeña diferencia es en la reducción de área y la elongación, bajan pocos puntos porcentuales que pudieran llegar a ser significativos si tuviéramos un requerimiento en especial para alguna aplicación en la industria, para la temperatura de solubilizado más elevada tenemos una diferencia de 6% en la reducción de área en el centro de la pieza entre los dos envejecidos.

Las propiedades en la Barra 4 del primer proceso mantienen una tendencia lineal, para la cedencia y el esfuerzo último a la tensión va disminuyendo conforme se incrementa la temperatura de solubilizado teniendo una diferencia de 140MPa como se observa en la Figura 4.19 mientras que la elongación y reducción de área aumentan considerablemente hasta 11% en la elongación y sólo 6% en la reducción de área.

Para el Proceso 2 de la Barra 3 tenemos un gran aumento en los valores de la elongación y reducción de área, llegando a tener valores de hasta 59% que es 43.5% de diferencia si lo comparamos con el primer proceso, no existe una tendencia en la cedencia y esfuerzo último de tensión ya que los valores aumentan o disminuyen muy poco, aunque se encuentran en promedio por debajo de los valores obtenidos en el Proceso 1. Para la elongación y reducción de área en el centro de la pieza se presentan valores menores a los alcanzados en la probeta, como se muestra en la Figura 4.21.

Para la Barra 4, siguiendo analizando el mismo proceso, el centro de la pieza sigue presentando menores valores en cuanto a la elasticidad del material mientras que los valores de cedencia y tensión son muy similares a la Barra 3. Una vez descrito lo que se observó en cada una de las barras y los procesos se procederá a hacer una comparación entre barras y procesos para ver los efectos del método de fusión y del procesamiento de las barras.

mejor esfuerzo último a la tensión en cualquiera de los dos procesos de forja, para la cedencia del primer proceso, existe una diferencia en promedio de 146.25Mpa mayor que el segundo proceso de forja, esta diferencia es de 55MPa en el esfuerzo último de tensión. La elongación y

la diferencia entre la reducción de área entre la Barra 3 y la Barra 1 es de 18.5% en el segundo envejecido, para este solubilizado el comportamiento de la prolongación y el centro de la pieza se mantuvo. Para el solubilizado a la más alta temperatura, las piezas producidas

la cedencia del Proceso 2 solo cae 10MPa, también se observa que las piezas procesadas por la prensa rotatoria presentan menores esfuerzos últimos de tensión, la diferencia

para la Barra 3 y 4 es de 50MPa, esta disminución en la cedencia hace que la elongación se manifieste con un incremento considerable como lo mostrado en la Figura 4.29 en donde se llega a tener una diferencia de 26.5% entre la Barra 3 y la primera, entre ellas la elongación no sufrió gran cambio.

En general se puede decir que el procesamiento de las barras y el método de fusión tienen influencia en las propiedades mecánicas, y las últimas figuras mencionadas lo demuestran, ya que es una comparación directa poniendo estos factores en consideración. Otro cambio que se alcanza a apreciar es la gran diferencia que existe entre los dos procesos de forjado de los anillos, cuyo peso es mucho mayor que el proceso de fabricación del material, esta diferencia está directamente ligada a la microestructura, que si bien no se discutió en esta sección se discutirá al final del capítulo.

5.2.2 Dureza.

En los resultados obtenidos para el Proceso 1 se aprecia claramente la influencia que tiene el solubilizado en la dureza final de la pieza, en esta ocasión a diferencia de las propiedades descritas en 5.2.1 el segundo envejecido si tiene un efecto positivo en los valores de la dureza, para las muestras de la Barra 1 la diferencia entre los resultados del primer tiempo de envejecido al segundo fue hasta 16 Brinell en la probeta del tercer solubilizado y la diferencia entre la dureza del primero y el tercero fue de 53 Brinell lo que demuestra la gran caída que tenemos cuando el material se está tratando por encima de donde precipita la Fase- μ , como se declaró en 2.6.4; para la Barra 2, el rango de durezas es más cerrado, teniendo sólo una diferencia de 34 Brinell entre los puntos más alejados, para la Barra 3 la situación es similar a la primera pero con un valor mayor, 62 Brinell, y por último la Barra 4 tiene un rango más corto que esta última de tan solo 46 Brinell.

Otro efecto del procesamiento es la temperatura de forja, para las barras en cuyo proceso se utilizó ESR no necesariamente el efecto de forja disminuyó los resultados de dureza obtenidos.

Los valores de dureza obtenidos en las probetas de las piezas trabajadas están más altos que los que se presentaron en los resultados de los tratamientos térmicos que se hicieron directo a las lajas de las coladas, tal como se comprobó en la sección anterior, el material trabajado con un proceso de forja posterior a la fabricación de la barra tiende a tener mejores propiedades.

5.2.3 Tamaño de grano y microestructura.

El tiempo de exposición para el segundo envejecido tuvo un efecto en la microestructura en las muestras que se encontraban en el centro de las piezas, donde se puede considerar un pequeño crecimiento en el tamaño de grano, teniendo algunas regiones hasta ASTM 5, y en sus correspondientes imágenes a 500x se demuestra como la Fase- μ también funge como limitador de crecimiento de grano, ya que las áreas de los granos que tuvieron crecimiento se ve una disminución de la presencia de dicha fase.

Manteniendo el análisis en el mismo proceso pero con el segundo solubilizado se observa que las bandas ya son evidentes con una mayor acentuación en las mediciones realizadas en el centro de la pieza y en sus correspondientes fotografías a mayor aumento se empiezan a presenciar maclas en la estructura, para el primer envejecido se encuentran presentes. El tamaño de grano de las muestras de la prolongación tuvo una combinación de tamaño de grano ASTM 9 con granos esporádicos de tamaño ASTM 4, mientras que en centro de la pieza se presentaron granos tamaño ASTM 5 con mayor porcentaje.

Para el segundo envejecido la presencia de las bandas disminuyen parcialmente en el centro de la pieza pero aún se formaron en la zona de la prolongación. El tamaño de grano no tuvo tanta modificación en

cuanto a número se refiere, en la prolongación la evaluación fue de ASTM 8.5 con el mismo tamaño en los granos esporádicos.

En el tercer solubilizado la estructura empezó a crecer de forma general y las bandas no se presentaron en las muestras después del primer envejecido, en las imágenes obtenidas a 500x se ve que la Fase- μ está más disuelta, el tamaño de grano en la prolongación fue la más gruesa de todas las muestras descritas con anterioridad teniendo un tamaño de grano ASTM 6.5 para las de la Barra 1 mientras que para Barra 2 fue de ASTM 7. En el segundo envejecido un pequeño crecimiento se hace presente en la estructura pero la fase no tuvo una disolución uniforme y fue la razón de que algunos granos no tuvieron crecimiento quedando algunas colonias de grano ASTM 9.

En las imágenes mostradas para el segundo solubilizado se alcanza a apreciar que el tamaño de grano creció y tenemos clústeres de granos muy finos con alta concentración de la Fase- μ , que una vez más bloquean el crecimiento de los granos cuando se encuentra gran

presencia de dicha fase. En las imágenes correspondientes a las fotos del segundo solubilizado a 500x se aprecia la gran diferencia del tamaño de grano cuando la fase no se encuentra presente, los granos siguen creciendo en la ausencia de la fase y terminan presentando maclas, en este solubilizado ya se presentan grandes porcentajes de tamaños de grano ASTM 6-5.

Para el tercer solubilizado del primer proceso de las Barras 3 y 4, la estructura se mantiene como el segundo, pero tenemos una variación muy marcada en la prolongación y el centro de la pieza en la Barra 4, el centro está bandeado con granos más finos que lo que está mostrado en la parte de la prolongación, en ésta última tenemos un 80% de granos ASTM 5, mientras que en el centro 70% de granos ASTM 6.

Pasando a discutir el proceso 2 el panorama de la microestructura cambia de manera general. Para las Barras 1 y 2 la estructura está más gruesa que para el primer proceso, tenemos granos promedios de entre ASTM 5.5 a 4 para el primer solubilizado sin presentarse bandas como en el proceso anterior, si vemos las imágenes a 500x en la para la zona de la prolongación de ambas barras tenemos algunas estructuras de collar mientras que en el centro de la pieza no está presente este tipo de estructura. En el segundo envejecido la estructura se mantiene en el mismo rango.

En la segunda temperatura de solubilizado la estructura está uniforme en las prolongaciones de ambas barras y en el centro de la Barra 1 se presentan clústeres de granos finos debido a la presencia de la fase, mientras que en el centro de la Barra 2, están en forma de bandas. El tamaño de grano creció una unidad en promedio.

Para el tercer solubilizado de las mismas barras la estructura se encuentra más limpia, en referencia a la ausencia de la Fase- μ , en las imágenes en las tablas de mayor aumento se demuestra que la fase está completamente distribuida en la matriz a excepción de la localización del centro de la Barra 4, el tamaño de grano en las prolongaciones se considera uniforme teniendo un valor promedio entre ASTM 4 y 5.

Por último en cuanto a tamaño de grano y microestructura se refiere tenemos las Barras 3 y 4 del segundo proceso de forja, en el centro de las piezas para el primer solubilizado se encuentran bandas en la matriz, con mayor densidad en la Barra 3 mientras que en la Barra 4 es una combinación de bandas y clústeres, el tamaño de grano presente es similar a las mismas localizaciones de las primeras dos barras, promediando un tamaño de grano ASTM 4.5-5. Para el segundo solubilizado el comportamiento de la microestructura se mantiene, donde en la Barra 3 en el centro de la pieza las bandas disminuyen en densidad mientras que los clústeres en la Barra 4 no cambiaron de comportamiento, en los dos casos la microestructura obtenida en la prolongación se mantiene, siendo esta de manera uniforme. Para el tercer solubilizado las bandas presentadas en el centro de la pieza disminuyen considerablemente para la Barra 3, inclusive son tan intermitentes que se puede considerar ahora como clústeres, mientras que para la Barra 4 también disminuye pero no en su totalidad. Las prolongaciones siguen manteniendo la estructura y los resultados a 500x muestran una matriz homogénea y de granos uniformes.

Las bandas han estado presentes en la mayoría de los resultados y han demostrado que son un impedimento para tener una estructura completamente uniforme en las piezas, se demuestra que las

deformaciones hechas durante el proceso de forja tienen una influencia directa en la formación de las bandas de precipitados, por lo cual podemos hacer la explicación del porqué de la diferencia entre la zona de la prolongación y en el centro de la pieza, ya que la evaluación se hizo conforme a lo descrito en la Figura 3.15.

Analizando los valores numéricos de los resultados de tamaño de grano mostrados en la Figura 4.32 y en la Figura 4.33 vemos una gran diferencia, en el primer proceso existe una variación entre el grano promedio y esporádicos entre la prolongación y el centro de la pieza, en general el rango de todos los resultados es entre un tamaño de grano ASTM 4.5 y 9.5, teniendo diferencias en una misma pieza de hasta 4 unidades, para este proceso la barra que menos variación presentó fue la Barra 3, por el contrario para el Proceso 2 los resultados tienen menos desviación en todas las barras, estando en un rango de un tamaño ASTM 4 y 6, así mismo disminuye la diferencia entre la prolongación y el centro de la pieza.

La Figura 10.14 ilustra de manera sencilla las diferencias descritas anteriormente, dándonos claridad de la capacidad de manipulación del tamaño de grano durante el proceso de forja y las temperaturas a las cuales podemos trabajar para llegar a tener una uniformidad.

Si relacionamos lo obtenido de las fotografías con los resultados de la prueba de tensión a temperatura elevada se observa una reducción considerable en la elongación y en la reducción de área cuando tenemos un tamaño de grano muy fino aunque sea uniforme y una estructura bandeada, por otro lado vemos un aumento en los valores de estas propiedades cuando la estructura se encuentra con menos presencia de Fase- μ , sin embargo la cedencia y el esfuerzo último a la tensión se ven mermados cuando dicha fase deja de estar presente

en la matriz. Un ejemplo de esto es la cedencia de la muestra del primer solubilizado de la Barra 1 para el primer proceso tiene un valor de 755MPa, si recordamos, la Barra 1 tuvo un tamaño de grano ASTM 9.5 uniforme cuya elongación y reducción de área fue de sólo 9.5% mientras que la muestra del primer solubilizado de la Barra 4 del segundo proceso de forja tuvo una cedencia de 535MPa y una elongación y reducción de área del 32.5% y 40.5% respectivamente, con tamaño de grano promedio ASTM 4.5, dándonos una diferencia de 220MPa en la cedencia y de hasta 31% en la reducción de área.

6 CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

Manteniendo la estructura del trabajo, se presentará primero la parte relacionada con la obtención del diagrama tiempo-precipitación y después las conclusiones del proceso termo-mecánico para anillos sin costura. Posterior a dichas conclusiones se establece el aporte científico y tecnológico seguido por una reseña de recomendaciones para trabajo a futuro.

6.1 Diagrama tiempo-precipitación.

Las conclusiones con respecto al análisis de los tratamientos térmicos son:

- Las coladas utilizadas durante esta investigación tuvieron consistencia en cuanto a su composición química, ya que los elementos principales tuvieron poca variación, la diferencia en el carbono fue de tan solo 220ppm, y para el cromo fue de 0.13% en peso, mientras que el molibdeno tuvo una variación de 0.09%; esto aseguró repetitividad y reproducibilidad de las muestras al ser trabajadas termo-mecánicamente.
- La distribución de granos gruesos uniformes con maclas es debido a la temperatura utilizada en el tratamiento térmico por parte del proveedor, el cual es realizado al terminar de transformar el lingote a barra. Esta temperatura se sitúa por más de 100°C del rango recomendado para el de control de tamaño de grano.
- El proceso termo-mecánico juega un papel determinante en la presencia de la Fase- μ . La temperatura final que alcanzó la

aleación durante su procesamiento fue debajo de 1100°C , la cual se sitúa en el límite superior de la temperatura de precipitación de esta aleación, lo que resulta en una mayor cantidad de precipitados presentes en la matriz.

- Una larga exposición en el rango de temperatura de 600°C hasta los 700°C modifica la microestructura y el tamaño de grano, dependiendo del tamaño de grano inicial y de la temperatura podemos tener una variación de hasta $64\mu\text{m}$.
- Las primeras 100 horas de envejecido son las más críticas en el valor de la dureza ya que después de este tiempo la pendiente del aumento de la dureza disminuye considerablemente, durante estas horas se puede tener un incremento de más de 160 Brinell siendo este valor hasta el doble de dureza inicial, esto depende de la temperatura de envejecido utilizada.
- El trabajo termo-mecánico afecta directamente en la respuesta de la dureza de las muestras en el envejecido cuando se utiliza una temperatura de 650°C o mayor y un tiempo mínimo de 48 horas ya que los resultados revelan un corrimiento de las zonas de dureza de las muestras, esto se observa en la Figura 4.9.
- El mecanismo de endurecimiento principal en el rango de 600°C hasta 700°C es el ordenamiento de rango largo (LRO) ya que se demuestra en los valores de dureza obtenidos a lo largo de los ensayos, las metalografías no demuestran una saturación del mismo ya que este no se puede llegar a observar en un microscopio óptico debido a su tamaño.

6.2 Proceso termo-mecánico de anillos rolados con diferentes métodos de fusión.

Para los anillos sin costura fabricados mediante dos métodos de fusión, cuyo proveedor de materia prima le aplicó dos procesos para la transformación de lingote a barra diferentes y que se tuvieron diferentes procesos termo-mecánicos con tratamientos térmicos las conclusiones son:

6.2.1 Métodos de fabricación y tensión a temperatura elevada.

- El cambio en la cedencia de la tensión elevada tiene más influencia por la temperatura del tratamiento térmico de solubilizado que por el método de fabricación de la barra, una variación de 20°C provoca una diferencia de hasta 160MPa de cedencia.
- El segundo tiempo de exposición en el envejecido tiene poco efecto positivo en la cedencia y el esfuerzo último a la tensión, promediando menos de 3% de incremento en el primer proceso de forja, mientras que en el segundo menos de 8%.
- La reducción de área y elongación se ven poco afectadas en el segundo tiempo de envejecido para el primer proceso de forja teniendo una reducción de 4%, sin embargo para el segundo proceso de forja el efecto es mayor llegando a tener hasta 16% de reducción en dichas propiedades.

- El primer proceso de forja propicia unos valores de esfuerzo último a la tensión y cedencia más elevados comparados con el segundo proceso, llegando a tener una diferencia promedio de 88MPa, mientras la reducción de área y elongación se ven reducidas en promedio 13% para la primera y 16% para la última.

6.2.2 Dureza.

- La temperatura de solubilizado utilizada durante el tratamiento térmico tiene un impacto en la dureza, el Solubilizado 3 que es el de mayor temperatura presenta la menor dureza de las muestras de las mismas condiciones de proceso, debido a que provoca dispersión de la Fase- μ y crecimiento de grano.
- Las 48 horas que existen de diferencia entre los dos tiempos de envejecido tienen una diferencia de valor en la dureza de hasta 35 Brinell en la misma condición.
- El aumento de la temperatura de operación del proceso termo-mecánico tiene influencia negativa en la dureza de las piezas, el valor mínimo registrado para el Proceso 1 fue de 320 Brinell, mientras que el Proceso 2 que fue a una mayor temperatura el registro fue de 294 Brinell, teniendo una diferencia de 26 unidades.

6.2.3 Tamaño de grano y microestructura.

- Para un tamaño de grano de $22\mu\text{m}$ o menor, se puede llegar a tener una cedencia de hasta 795MPa y un esfuerzo último a la tensión de 1140MPa , sacrificando la elongación y teniendo un promedio de 16% , mientras que para un tamaño de grano de $60\mu\text{m}$ la cedencia máxima fue de 680MPa , un valor de esfuerzo último a la tensión de 1055MPa pero cuya elongación fue de 34% .
- Las bandas observadas en las muestras surgen por una combinación de temperatura y el sentido de la deformación durante el rolado de los anillos, se ve una mayor concentración cuando la temperatura del Proceso 1 es utilizada, esto es debido a una relación directa de la precipitación de la Fase- μ y es la razón de la disminución de dichas bandas en los resultados del Proceso 2 cuya temperatura de operación fue mayor.
- La Fase- μ actúa como retenedor de crecimiento del tamaño de grano en el material, es por eso que el tamaño promedio del Proceso 1 es de $31\mu\text{m}$ y del Proceso 2 es de $89\mu\text{m}$, ya que la precipitación de la fase durante el procesamiento termo-mecánico fue diferente debido a la temperatura de operación de cada uno de los procesos.

6.4 Recomendaciones y trabajo a futuro.

Se hacen las siguientes recomendaciones después de haber sido analizado los resultados, las discusiones y las conclusiones.

6.4.1 Estudio de diagrama tiempo-precipitación.

- Explorar una temperatura de envejecido mayor a 700°C para definir el punto en que el material ya no responde a un incremento de dureza.
- Incrementar la exposición del tiempo de envejecido en las probetas a más de 576 horas para poder establecer los efectos en la dureza y la saturación del ordenamiento de largo rango.
- Análisis con microscopio electrónico de barrido o de transmisión para medir el porcentaje de LRO presente en las muestras.
- Someter la Colada B a un trabajo termo-mecánico y comparar el corrimiento de la dureza con la relación obtenida de la Colada A en el presente trabajo.

6.4.2 Forjado en caliente de anillos sin costura.

- Exponer las muestras durante mayor tiempo en el solubilizado para explorar si es posible eliminar las bandas y caracterizar los efectos en las propiedades mecánicas.
- Establecer una relación de la velocidad de rolado y las bandas formadas en la microestructura de los anillos.
- Explorar una deformación de más de 5.2:1 en el proceso termo-mecánico y relacionar el corrimiento de las propiedades mecánicas para utilizar un menor tiempo de envejecido.

7 REFERENCES

- [1] H. C. J. V. G. Brady, Materials Handbook, 15 ed., McGraw-Hill, 2002.
- [2] M. P. Groover, Fundamentals of Modern Manufacturing, 3 ed., John Wiley & Sons, Inc., 2007.
- [3] M. Donachie, Superalloys A Technical Guide, 2 ed., ASM International, 2002.
- [4] R. F. Decker, Strengthening mechanisms in Nickel-base superalloys, Zurich: Steel Strengthening mechanisms symposium, 1969.
- [5] M. Durand-Charre, The Microstructure of Superalloys, Gordon and Breach Science Publishers, 1998.
- [6] T. Giampaolo, Gas Turbine Handbook: Principles and practice, 4 ed., Fairmont Press Inc., 2009.
- [7] R. C. Reed, The Superalloys: Fundamentals and Applications, 1 ed., Cambridge University Press, 2006.
- [8] N. S. S. W. H. C. T. Sims, Superalloys II, 2 ed., John Wiley & Sons, Inc., 1987.
- [9] A.-C. Y. T. Y. Kyoko Kawagishi, «Development of an oxidation-resistant high-strength sixth-generation single-crystal superalloy TMS-238,» *Superalloys 2012*, pp. 189-195, 2012.
- [10] G. R. H. S. H. Cohen, Gas Turbine Theory, Longman Group Ltd, 1996.
- [11] F. C. Campbell, Manufacturing Technology for Aerospace Structural Materials, 1 ed., Elsevier Science Ltd, 2006.
- [12] R. C. H. D. T. Llewellyn, Steel Metallurgy & Applications, 3 ed., Butterworth-Heinemann, 1998.

- [13] G. Krauss, Steels Processing, Structure and Performance, ASM International, 2005.
- [14] M. Kutz, Mechanical Engineer's Handbook, 3 ed., John Wiley & Sons, Inc., 2005.
- [15] R. W. Cahn, Thermo-Mechanical Processing of Metallic Materials, Elsevier Science Ltd, 2007.
- [16] G. Totten, Steel Heat Treatment Metallurgy and Technologies, 2 ed., Taylor & Francis Group, 2006.
- [17] R. Royce, The Jet Engine, 5 ed., Renault Printing Co Ltd, 1986.
- [18] M. L. Turner, Rocket and Spacecraft Propulsion: Principles, Practice and New Developments, Praxis Publishing Ltd, 2009.
- [19] G. O. Lee S. Langston, «Introduction to Gas Turbines for Non-Engineers,» *Global Gas Turbine News*, vol. 37, n° 2, 1997.
- [20] R. Kurz, «Introduction to Gas Turbines and Applications,» Solar Turbines, 2008.
- [21] P. Walsh, Gas Turbine performance, 2 ed., Blackwell Science Ltd, 2004.
- [22] T. C. A. S. Team, «Fundamentals of Gas Turbines Engines,» 2011.
- [23] R. Schlatter, «Melting and refining technology of high temperature steels and superalloys - A review of recent process developments,» *Superalloys proceedings of the second international conference*, 1972.
- [24] J. Davis, Heat Resistant Materials, ASM International, 1997.
- [25] A. International, «Vacuum Induction Melting,» *ASM Handbook*, vol. 15, pp. 1-8, 2008.
- [26] R. Schlatter, «Vacuum induction melting of high temperature alloys,» *Journal of Metals*, vol. 24, n° 5, pp. 17-25, 1972.

- [27] I. T. Metalmecánico, «Procesos de fusión y colada del titanio y sus aleaciones.,» Observatorio Tecnológico del Metal, 2009.
- [28] D. C. J. C. C.E. Shamblen, «Superalloy melting and cleanliness evaluation,» *TMS Superalloys*, pp. 509-520, 1984.
- [29] P. B. E. Snape, «Refractory - Melt reactions in vacuum induction melting of nickel-base alloys,» *Journal of the American Ceramics Society*, vol. 50, nº 7, pp. 349-353.
- [30] J. P. H.J. Klein, «Effective electroslog remelting of superalloys,» *Superalloy - Proceedings of the second international conference*, pp. B1-B26, 1972.
- [31] R. Manna, «Time Temperature Transformation (TTT) Diagrams,» University of Cambridge, Cambridge, 2012.
- [32] C. X. G. W. Xishan Xie, «TTT Diagram of a newly developed nickel-base superalloy Allvac 718Plus,» *Superalloys 718, 625, 706 and derivatives*, 2005.
- [33] H. L. Eiselstein, «Metallurgy of a Columbium-hardened Nickel-Chromium-Iron alloy,» *ASTM Special Technical Publication*, pp. 62-79, 1965.
- [34] W. D. C. Jr., *Materials Science and Engineering - An introduction*, 7 ed., John Wiley & Sons, Inc., 2007.
- [35] W. D. C. Jr, *Fundamentals of Materials Science and Engineering*, 5 ed., John Wiley & Sons, Inc., 2001.
- [36] W. Soboyejo, *Mechanical Properties of Engineered Materials*, Marcel Dekker, Inc., 2002.
- [37] H. B. C. W. J. Boesch, «Precipitation reactions and stability of Ni₃Cb in Inconel 718 Alloy,» *Journal of Materials*, pp. 34-38, 1969.
- [38] R. Cahn, *Physical Metallurgy*, 4 ed., Elsevier Science Ltd, 1996.
- [39] A. International, «Standard Test Methods for Determining Average Grain Size (E112)».

- [40] A. International, «Standard Test Methods for Characterizing Duplex Grain Sizes (E1181),» 2008.
- [41] Z. X. Guo, The deformation and Processing of Structural Materials, Woodhead Publishing Ltd, 2005.
- [42] A. N. R. E. Smallman, Physical Metallurgy and Advanced Materials, Elsevier Science Ltd, 2007.
- [43] T. R. GmbH, Technology Handbook, Radial-Axial ring rolling machine, 1997.
- [44] D. L. K. Lee M Pike, «Aging treatment for Ni-Cr-Mo Alloys». US Patente 6579388B2, 17 6 2003.
- [45] D. L. K. Lee M Pike, «Aging treatment for Ni-Cr-Mo Alloys». US Patente 6610155B2, 26 8 2003.
- [46] H. International, «Haynes 242 Alloy,» Haynes International, Kokomo, 2014.
- [47] J. Z. S.J. Geng, «Evaluation of Haynes 242 alloy as SOFC interconnect material,» *Elsevier*, pp. 559-568, 2005.
- [48] S. Metals, «Inconel 718,» 2007.
- [49] V. V. Mukul Kumar, «Mechanical properties and strengthening of a Ni-25Mo-8Cr alloy containing Ni₂(Mo,Cr) precipitates.,» *Elsevier*, 1996.
- [50] D. K. L. Pike, The development of a two-step ageing treatment for Haynes 242 Alloy, Haynes International.
- [51] S. D. M. D. W. Wróbel, «Deformation mechanisms in an age-hardenable Ni-Mo-Cr alloy subjected to cold rolling,» *Rev. Met. Paris*, vol. 100, n° 9, 2003.
- [52] M. W. E. S. M. D. S. Dymek, «Microstructure stability and mechanical properties of an age-hardenable Ni-Mo-Cr alloy subjected to long-term exposure to elevated temperature,» *Elsevier*, pp. 769-777, 2009.

- [53] B. Rubush, «Haynes Lab Equipment,» Haynes International, Inc., [En línea]. Available: <http://www.haynesintl.com/RTGLabEquipment.htm>. [Último acceso: 10 2014].
- [54] «Yamato Scientific Co - Muffle Furnaces,» [En línea]. Available: <http://yamato-scientific.com/product/muffle/fo100-810.htm>. [Último acceso: Enero 2015].
- [55] J. A. D. K. O. Yu, «Control of solidification structure in VAR and ESR processed alloy 718 ingots.,» *The Minerals, Metals & Materials Society*, vol. Superalloys, pp. 33-48, 1989.
- [56] R. J. Siddall, «Comparison of the attributes of VIM + ESR and VIM + VAR Alloy 718,» *The Minerals, Metals & Materials Society*, Vols. %1 de %2Superalloys 718, 625 and Various Derivatives, pp. 29-41, 1991.
- [57] J. H. Horlock, *Advanced Gas Turbine Cycles*, 1 ed., Elsevier Science Ltd, 2003.
- [58] K. Kruger, «A review of processing for Haynes 242 Alloy billet capability tests,» *Haynes Int*, 1998.
- [59] M. T. P.-P. M. E. Kassner, *Fundamentals of Creep in Metals and Alloys*, Elsevier Science Ltd, 2004.
- [60] R. D. Flack, *Fundamentals of Jet Propulsion with applications*, Cambridge University Press, 2005.
- [61] B. Meherwan, *Gas Turbine Engineering Handbook*, Elsevier Science Ltd, 2006.
- [62] H. Chandler, *Heat Treater's Guide: Practices and procedures for Irons and Steels*, ASM International, 1995.
- [63] V. Levitin, *High temperature strain of metals and alloys*, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co KGaA, 2006.
- [64] J. F. Barker, «Long time behavior of turbine materials,» GE Report R65FPD51, 1965.

- [65] S. S. S. Kalpakjian, Manufacturing Engineering and Technology, Prentice-Hall, 2001.
- [66] W. F. Hosford, Mechanical behavior of materials, Cambridge University Press, 2005.
- [67] G. Dieter, Mechanical Metallurgy, McGraw-Hill, 1986.
- [68] R. M. C. W. F. Hosford, Metal Forming: Mechanics and Metallurgy, 3 ed., Cambridge University Press, 2007.
- [69] S. S. L. Pike, «High Temperature Low Thermal Expansion Ni-Mo-Cr Alloy». Patente WO2012112844 A1, 2012.
- [70] P. Kiamah, Power Generation Handbook, McGraw-Hill, 2002.
- [71] C. Canales, *Análisis microestructural de una superaleación Haynes 242 bajo diferentes procesos termo-mecánicos*, 2013.
- [72] F. W. S. J. L. Gersten, The Physics and Chemistry of Materials, John Wiley & Sons, Inc., 2001.
- [73] J. R. Oradel-Basile, «A current TTT diagram for wrought alloy 718,» *Superalloys 718*, pp. 325-335, 1991.
- [74] S. D. M. B. M. Wrobel, Microstructure stability of deformed NiMoCr Alloy, Archives of Metallurgy and Materials, 2009.
- [75] «ASTM E112-10: Standard test methods for determining average grain size,» *ASTM International*, 2010.
- [76] «ASTM E407: Standard practice for microetching metals and alloys,» *ASTM International*, 2011.
- [77] «ASTM E8-11: Standard test methods for tension testing of metallic materials,» *ASTM International*, 2012.
- [78] «ASTM A604-07: Standard practice for macroetch testing of consumable electrode remelted steel bars and billets,» *ASTM International*, 2012.

8 LISTA DE TABLAS

Tabla 2.1 – Efectos de elementos aleantes [3].	5
Tabla 2.2 – Definición de grupos de las aleaciones con contenido de níquel en diferentes concentraciones [3].	13
Tabla 2.3 – Ejemplos de aleaciones base níquel y composición química de los 5 principales elementos químicos [14].	14
Tabla 2.4 – Escalas de medición de dureza Rockwell [35].	44
Tabla 2.5 – Composición nominal en porcentajes de peso de la aleación Haynes 242 [46].	60
Tabla 2.6 – Mecanismos en el procesamiento de la aleación H242 [52].	64
Tabla 3.1 – Composición química en porcentaje peso de las coladas seleccionadas.	69
Tabla 4.1 – Relación de la identificación de las muestras con las condiciones de los tratamientos térmicos, donde la Colada A se representa con la “A”, Colada B con la “B” y las probetas con trabajo termo-mecánico con las letras “C” y “D”.	85
Tabla 4.2 – Resultados metalográficos de la Colada A en todas las condiciones de los tratamientos térmicos obtenidas a 100x.	89
Tabla 4.3 – Resultados metalográficos de la Colada B en todas las condiciones de los tratamientos térmicos obtenidas a 100x.	90
Tabla 4.4 - Resultados metalográficos de probetas con trabajo termo-mecánico en todas las condiciones de los tratamientos térmicos obtenidas a 100x.	91
Tabla 4.5 – Valores de los resultados de dureza de los tratamientos térmicos para la Colada A en escala Brinell.	93
Tabla 4.6 – Valores de los resultados de dureza de los tratamientos térmicos para la Colada b en escala Brinell.	93
Tabla 4.7 – Valores de los resultados de dureza de los tratamientos térmicos para las probetas trabajadas termo-mecánicamente en escala Brinell.	94

Tabla 4.8 – Comparación visual de los resultados de dureza entre Colada A y la probeta procesada de la misma colada	94
Tabla 4.9 – Valores de los porcentajes en peso de los elementos químicos de la Colada 8423 3 3519	97
Tabla 4.10 – Abreviaciones utilizadas en las gráficas de los resultados de las pruebas de tensión a temperatura elevada.	97
Tabla 4.11 – Mediciones de dureza y tamaño de grano Proceso 1, Barra 1.	101
Tabla 4.12 – Mediciones de dureza y tamaño de grano Proceso 1, Barra 2.	101
Tabla 4.13 – Resultados metalográficos de las muestras del Proceso 1, Barra 1. Leyenda de acuerdo a la Tabla 4.10.....	103
Tabla 4.14 – Resultados metalográficos de las muestras del Proceso 1, Barra 2. Leyenda de acuerdo a la Tabla 4.10.....	104
Tabla 4.15 – Mediciones de dureza y tamaño de grano Proceso 2, Barra 1.	107
Tabla 4.16 – Mediciones de dureza y tamaño de grano Proceso 2, Barra 2.	107
Tabla 4.17 – Resultados metalográficos de las muestras del Proceso 2, Barra 1. Leyenda de acuerdo a la Tabla 4.10.....	109
Tabla 4.18 – Resultados metalográficos de las muestras del Proceso 2, Barra 2. Leyenda de acuerdo a la Tabla 4.10.....	110
Tabla 4.19 – Mediciones de dureza y tamaño de grano Proceso 1, Barra 3.	114
Tabla 4.20 – Mediciones de dureza y tamaño de grano Proceso 1, Barra 4.	114
Tabla 4.21 – Resultados metalográficos de las muestras del Proceso 1, Barra 3. Leyenda de acuerdo a la Tabla 4.10.....	116
Tabla 4.22 – Resultados metalográficos de las muestras del Proceso 1, Barra 4. Leyenda de acuerdo a la Tabla 4.10.....	117
Tabla 4.23 – Mediciones de dureza y tamaño de grano Proceso 2, Barra 3	120

Tabla 4.24 – Mediciones de dureza y tamaño de grano Proceso 2, Barra 4.	120
Tabla 4.25 – Resultados metalográficos de las muestras del Proceso 2, Barra 3. Leyenda de acuerdo a la Tabla 4.10.....	122
Tabla 4.26 – Resultados metalográficos de las muestras del Proceso 2, Barra 4. Leyenda de acuerdo a la Tabla 4.10.....	123
Tabla 4.27 – Leyenda de las gráficas de resultados de propiedades mecánicas.....	124
Tabla 4.28 – Leyenda para las gráficas de comparación de dureza.	131
Tabla 10.1 – Metalografías de la Colada A antes del tratamiento térmico.	177
Tabla 10.2 – Metalografías de la Colada B antes del tratamiento térmico.	178
Tabla 10.3 – Metalografías de la Probeta antes del tratamiento térmico...	179
Tabla 10.4 – Tabla con los valores de dureza obtenidas para cada una de las muestras	180
Tabla 10.5 – Matriz de diferencia de dureza entre muestras. Colores locales.	190
Tabla 10.6 – Matriz de diferencia de dureza con ayuda visual absoluta....	191
Tabla 10.7 – Resultados de la tensión a temperatura elevada del Proceso 1	192
Tabla 10.8 – Resultados de la tensión a temperatura elevada del Proceso 2	193
Tabla 10.9 – Máximos y mínimos en durezas de piezas procesadas.	195

9 LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Comparativa de la prueba de ruptura entre diferentes aleaciones cambiando la base de su composición química [4].	6
Figura 2.2 – Evolución de las primeras tres generaciones de superaleaciones desde 1940 y sus propiedades en termofluencia para 1000h con 137MPa de carga [7].	7
Figura 2.3 – Evolución de las primeras cuatro generaciones de superaleaciones desde 1940 y sus propiedades en termofluencia para 1000h con 137MPa de carga [7].	8
Figura 2.4 – Efecto generado de la adición de elementos químicos en una aleación base níquel [3].	10
Figura 2.5 – Ejemplificación de los carburos tipo M_6C y $M_{23}C_6$ [13].	12
Figura 2.6 – Imagen transversal de una turbina de gas e identificación de las diferentes secciones [17].	17
Figura 2.7 – Base de las aleaciones en las diferentes secciones de la turbina [17].	19
Figura 2.8 – Diagrama de fabricación y procesamiento de las superaleaciones.	21
Figura 2.9 – Efecto del contenido de oxígeno en una prueba de ruptura a 870°C y 170MPa de carga [11].	22
Figura 2.10 – Diagrama de componentes de la fusión por inducción al vacío [23].	25
Figura 2.11 – Representación esquemática de los componentes en el horno de una fusión con arco eléctrico (VAR).	28
Figura 2.12 – Representación esquemática de los componentes en el horno de una fusión con electroescoria (ESR).	30
Figura 2.13 – Efecto del contenido de Ni en peso para una aleación Fe-Ni-Mn [31].	32
Figura 2.14 – Imagen representativa de lo que ocurre durante la prueba de tensión y el cambio del estado de la probeta.	34

Figura 2.15 – Representación de la deformación plástica y elástica en los metales [35].	36
Figura 2.16 – Representación esquemática del esfuerzo último de tensión en los metales [34].	38
Figura 2.17 – Identificación de las etapas de la prueba de tensión en metales [34].	39
Figura 2.18 – Comparación entre las curvas de esfuerzo-deformación entre un material frágil y uno dúctil [35].	40
Figura 2.19 – Tipos de indentadores para la prueba Rockwell [34]	43
Figura 2.20 – Indentadores utilizado para la prueba Brinell [34].	45
Figura 2.21 – Diferencia de la microestructura entre diferentes muestras de una aleación base níquel en dos condiciones, a) sin trabajo y b) con trabajo mecánico.	48
Figura 2.22 – Ejemplo de plantilla para evaluar el tamaño de grano por comparación [39]	49
Figura 2.23 – Tipos de estructuras dúplex [40].	50
Figura 2.24 – Ejemplo de una muestra metalográfica con estructura dúplex.	51
Figura 2.25 – Ejemplificación de los pasos para la formación de maclas.	52
Figura 2.26 – Fases de recuperación, recristalización y crecimiento de grano [35].	53
Figura 2.27 – Tipos de forjado en prensa.	56
Figura 2.28 – Prensa hidráulica. Cortesía de Frisa Forjados S.A. de C.V.	57
Figura 2.29 – Preforma para el rolado de un anillo sin costura. Cortesía de Frisa Forjados S.A. de C.V.	57
Figura 2.30 – Representación esquemática de la reducción de área transversal.	58
Figura 2.31 – Esquema de manufactura de anillo sin costura.	59
Figura 2.32 –Valores de coeficientes de expansión térmica de diferentes aleaciones [46].	61
Figura 2.33 – Temperatura y carga de diferentes aleaciones a 100h de exposición de ruptura [46].	63

Figura 3.1 – Diagrama de flujo de la experimentación para el diagrama tiempo-precipitación y el procesamiento termo-mecánico.	66
Figura 3.2 – Prensa hidráulica utilizada para la transformación de lingote a barra. Cortesía de Frisa Forjados S.A. de C.V.	68
Figura 3.3 – Lajas de la Colada A y Colada B para el análisis directo de la materia prima.	68
Figura 3.4 – Relación de las condiciones de tiempo y temperatura de muestras tratadas, cada punto representa una condición a la que se trataron las muestras.	70
Figura 3.5 – Mufla Yamato FO-410C utilizada para los tratamientos térmicos.	71
Figura 3.6 – Microscopio Axiovert 200 utilizado para análisis microestructural.	72
Figura 3.7 – Equipo de soporte para el análisis metalográfico.	72
Figura 3.8 – Medidor de dureza Brinell de 3000Kg de fuerza.	73
Figura 3.9 – Tipo de prensas, a) hidráulica de dos puntos de contacto, b) hidráulica con cuatro puntos de contacto.	75
Figura 3.10 – Representación esquemática de la fabricación de la preforma en cuatro pasos.	75
Figura 3.11 – Representación esquemática del rolado de anillo sin costura, a) estado inicial de la preforma del producto de la prensa, b) condición final.	76
Figura 3.12 – Prensa hidráulica del lado izquierdo, roladora del lado derecho. Cortesía de Frisa Forjados S.A. de C.V.	76
Figura 3.13 – Diagrama de las condiciones de las barras	77
Figura 3.14 – Horno de gas utilizado para el procesamiento termo-mecánico de los anillos sin costura. Cortesía de Frisa Forjados S.A. de C.V.	77
Figura 3.15 – Localización de las probetas para las pruebas mecánicas de los anillos realizados con los diferentes procesos termo-mecánicos.	80
Figura 3.16 – Condiciones de experimentación, el número mostrado del lado izquierdo de cada sección es la cantidad de las variables presentes, resultando 96 condiciones diferentes a probarse.	81

Figura 3.17 – Representación de condiciones de experimentación del Proceso 1.	82
Figura 3.18 – Representación de condiciones de experimentación del Proceso 2.	83
Figura 4.1 – Marcaje de las diferentes lajas utilizadas para los tratamientos térmicos y el análisis microestructural.	84
Figura 4.2 – Marcaje de las muestras de las probetas de la Colada A que tuvieron un trabajo termo-mecánico antes de los tratamientos térmicos. ..	85
Figura 4.3 – Estado inicial microestructural promedio de la Colada A	86
Figura 4.4 – Estado inicial microestructural promedio de la Colada B	86
Figura 4.5 – Estado inicial microestructural de las probetas después del proceso termo-mecánico.	87
Figura 4.6 – Gráfica de durezas de todas las muestras y tratamientos térmicos en escala logarítmica para apreciar detalle en las primeras 100 horas.	92
Figura 4.7 – Resultados de dureza graficados en tres dimensiones para la Colada A.	95
Figura 4.8 – Resultados de dureza graficados en tres dimensiones para las probetas con trabajo termo-mecánico.	95
Figura 4.9 – Líneas de dureza durante los tiempos y tratamientos térmicos, es una vista superior de los resultados graficados en una superficie de tres dimensiones.	96
Figura 4.11 – Resultados de tensión a temperatura elevada de la Barra 1 con el Proceso 1. Leyenda de acuerdo a la Tabla 4.10.	99
Figura 4.12 – Resultados de tensión a temperatura elevada de la Barra 2 con el Proceso 1. Leyenda de acuerdo a la Tabla 4.10.	100
Figura 4.13 – Microestructura antes de los tratamientos térmicos para la a) Barra 1 y b) Barra 2 del Proceso 1	102
Figura 4.14 – Resultados de tensión a temperatura elevada de la Barra 1 con el Proceso 2. Leyenda de acuerdo a la Tabla 4.10.	105
Figura 4.15 – Resultados de tensión a temperatura elevada de la Barra 2 con el Proceso 2. Leyenda de acuerdo a la Tabla 4.10.	106

Figura 4.16 – Microestructura antes de los tratamientos térmicos para la a) Barra 1 y b) Barra 2 del Proceso 2.	108
Figura 4.18 – Resultados de tensión a temperatura elevada de la Barra 3 con el Proceso 1. Leyenda de acuerdo a la Tabla 4.10.	112
Figura 4.19 – Resultados de tensión a temperatura elevada de la Barra 4 con el Proceso 1. Leyenda de acuerdo a la Tabla 4.10.	113
Figura 4.20 – Microestructura antes de los tratamientos térmicos para la a) Barra 3 y b) Barra 4 del Proceso 1.	115
Figura 4.21 – Resultados de tensión a temperatura elevada de la Barra 3 con el Proceso 2. Leyenda de acuerdo a la Tabla 4.10.	118
Figura 4.22 – Resultados de tensión a temperatura elevada de la Barra 4 con el Proceso 2. Leyenda de acuerdo a la Tabla 4.10.	119
Figura 4.23 – Microestructura antes de los tratamientos térmicos para la a) Barra 3 y b) Barra 4 del Proceso 2.	121
Figura 4.24 – Resultados de tensión a temperatura elevada del Solubilizado 1. Detalle de cedencia y esfuerzo último. Leyenda de acuerdo a la Tabla 4.27.....	125
Figura 4.25 – Resultados de tensión a temperatura elevada del Solubilizado 1. Detalle de elongación y reducción de área. Leyenda de acuerdo a la Tabla 4.27.....	126
Figura 4.26 – Resultados de tensión a temperatura elevada del Solubilizado 2. Detalle de cedencia y esfuerzo último. Leyenda de acuerdo a la Tabla 4.27.....	127
Figura 4.27 – Resultados de tensión a temperatura elevada del Solubilizado 2. Detalle de elongación y reducción de área. Leyenda de acuerdo a la Tabla 4.27.....	128
Figura 4.28 – Resultados de tensión a temperatura elevada del Solubilizado 3. Detalle de cedencia y esfuerzo último. Leyenda de acuerdo a la Tabla 4.27.....	129
Figura 4.29 – Resultados de tensión a temperatura elevada del Solubilizado 3. Detalle de elongación y reducción de área. Leyenda de acuerdo a la Tabla 4.27.....	130

Figura 4.30 – Resultados de dureza, todas las condiciones, Proceso 1. Leyenda: Envejecido 1 color sólido, Envejecido 2 con textura.	131
Figura 4.31 – Resultados de dureza, todas las condiciones, Proceso 2. Leyenda: Envejecido 1 color sólido, Envejecido 2 con textura.	132
Figura 4.32 – Resultado de tamaño de grano promedio, Proceso 1. Leyenda: Envejecido 1 color sólido, Envejecido 2 con textura.....	133
Figura 4.33 – Resultados de tamaño de grano promedio, Proceso 2. Leyenda: Envejecido 1 color sólido, Envejecido 2 con textura.	134
Figura 10.1 – Resultados de dureza en escala lineal para todas las muestras.	180
Figura 10.2 – Resultados de dureza en escala lineal para la Colada A.....	181
Figura 10.3 – Resultados de dureza en escala lineal para la Colada B.....	182
Figura 10.4 – Resultados de dureza en escala lineal para la Probeta con trabajo termo-mecánico.	183
Figura 10.5 – Resultados de dureza en escala logarítmica para la Colada A	184
Figura 10.6 – Resultados de dureza en escala logarítmica para la Colada B	185
Figura 10.7 – Resultados de dureza en escala logarítmica para la Probeta con trabajo termo-mecánico.	186
Figura 10.8 – Líneas de comportamiento de dureza Colada A	187
Figura 10.9 – Líneas de comportamiento de dureza de la Colada B.....	188
Figura 10.10 – Líneas de comportamiento de dureza de las Probetas.....	189

10 APÉNDICES

10.1 Apéndice 1 – Metalografía de las Coladas A y B antes de los tratamientos térmicos.

Tabla 10.1 – Metalografías de la Colada A antes del tratamiento térmico.

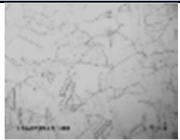

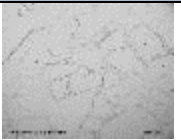
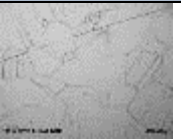
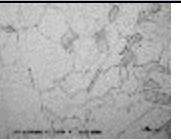
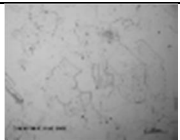


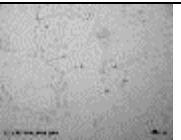
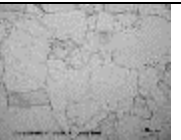
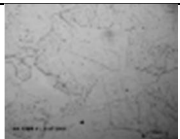
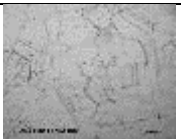
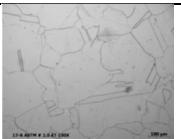
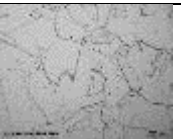
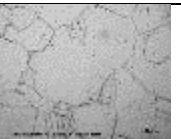
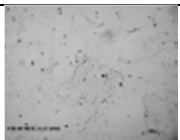

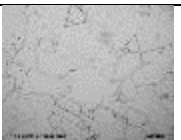
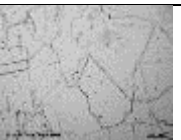
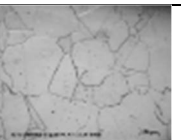
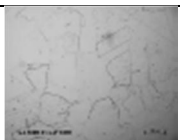
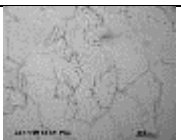
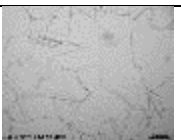
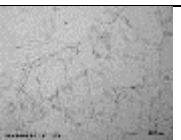
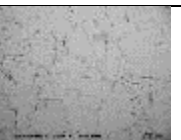
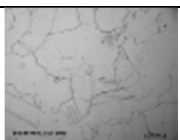
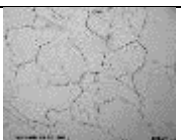
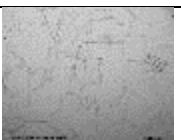

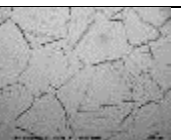
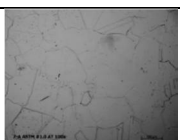

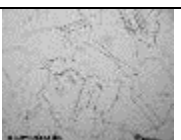
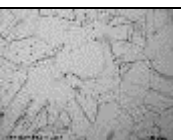
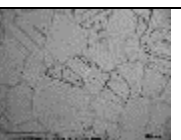
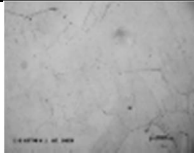
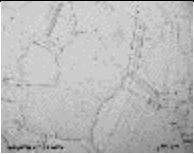
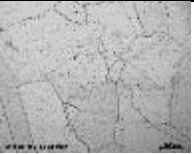

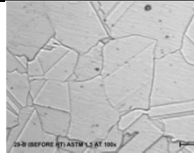

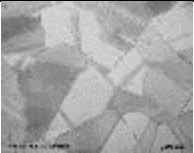

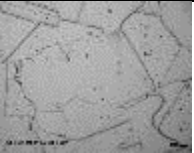

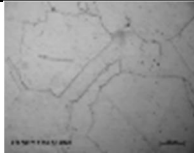
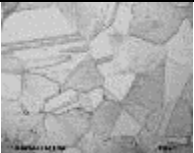
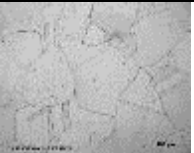
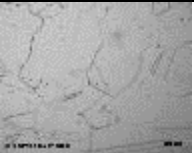
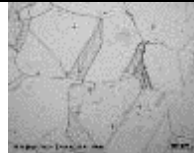
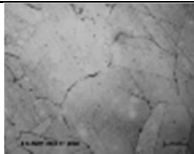

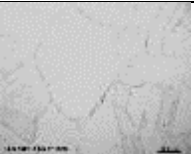
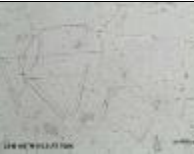
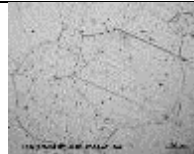
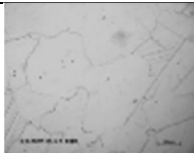

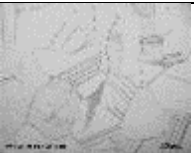

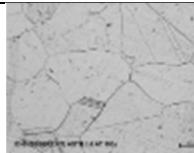
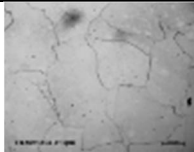



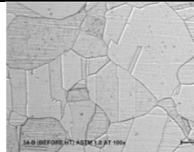

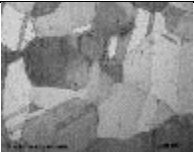
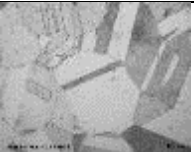
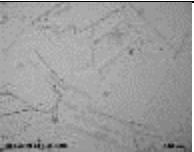
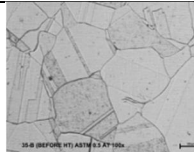
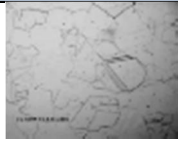
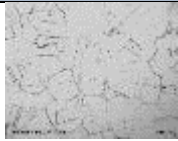
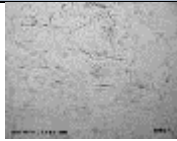
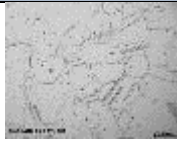
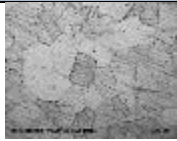
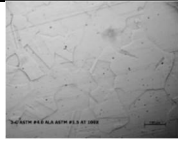
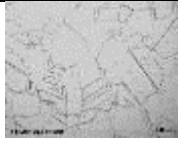


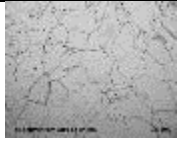

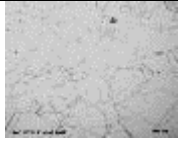
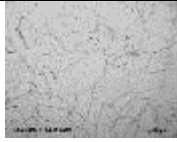
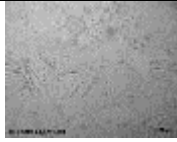
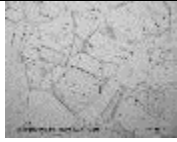
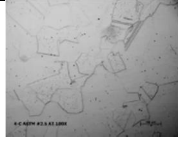
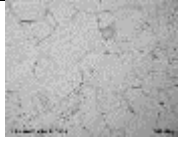
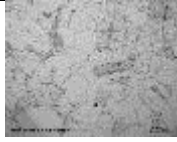

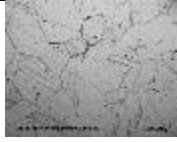






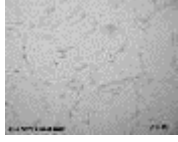


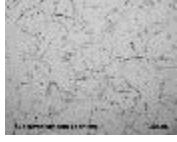



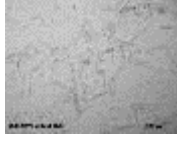

	600 °C	625 °C	650 °C	675 °C	700 °C
12 horas	 1A	 8A	 15A	 22A	 29A
24 horas	 2A	 9A	 16A	 23A	 30A
48 horas	 3A	 10A	 17A	 24A	 31A
96 horas	 4A	 11A	 18A	 25A	 32A
144 horas	 5A	 12A	 19A	 26A	 33A
288 horas	 6A	 13A	 20A	 27A	 34A
576 horas	 7A	 14A	 21A	 28A	 35A

Tabla 10.2 – Metalografías de la Colada B antes del tratamiento térmico.

	600°C	625°C	650°C	675°C	700°C
12 horas	 1B	 8B	 15B	 22B	 29B
24 horas	 2B	 9B	 16B	 23B	 30B
48 horas	 3B	 10B	 17B	 24B	 31B
96 horas	 4B	 11B	 18B	 25B	 32B
144 horas	 5B	 12B	 19B	 26B	 33B
288 horas	 6B	 13B	 20B	 27B	 34B
576 horas	 7B	 14B	 21B	 28B	 35B

10.2 Apéndice 2 – Metalografía de las partes con proceso termo-mecánico antes de tratamiento térmico.

Tabla 10.3 – Metalografías de la Probeta antes del tratamiento térmico.

	600°C	625°C	650°C	675°C	700°C
12 horas	 1C	 8C	 15C	 22D	 29D
24 horas	 2C	 9C	 16C	 23D	 30D
48 horas	 3C	 10C	 17C	 24D	 31D
96 horas	 4C	 11C	 18C	 25D	 32D
144 horas	 5C	 12C	 19C	 26D	 33D
288 horas	 6C	 13C	 20C	 27D	 34D
576 horas	 7C	 14C	 21D	 28D	 35D

10.3 Apéndice 3 – Valores de dureza Brinell del estudio para el diagrama tiempo-precipitación.

Gráfica con escala lineal para todas las muestras.

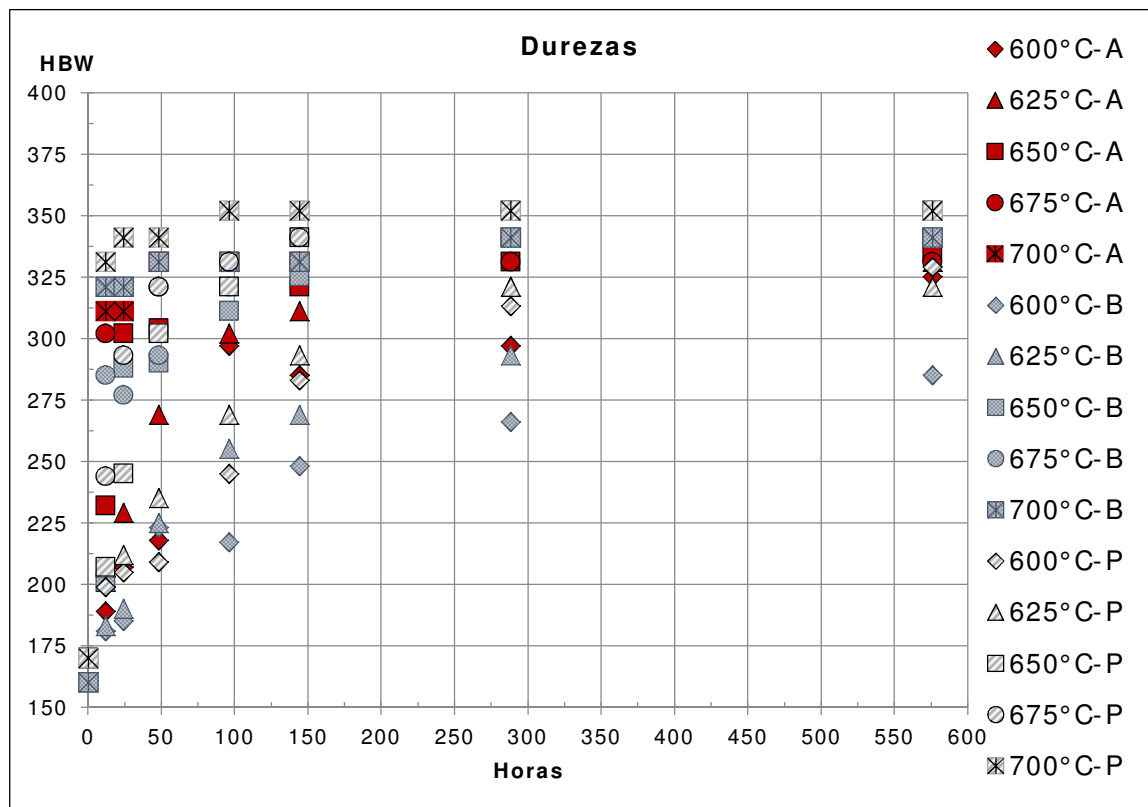


Figura 10.1 – Resultados de dureza en escala lineal para todas las muestras.

Gráfica con escala lineal para las muestras de la Colada A

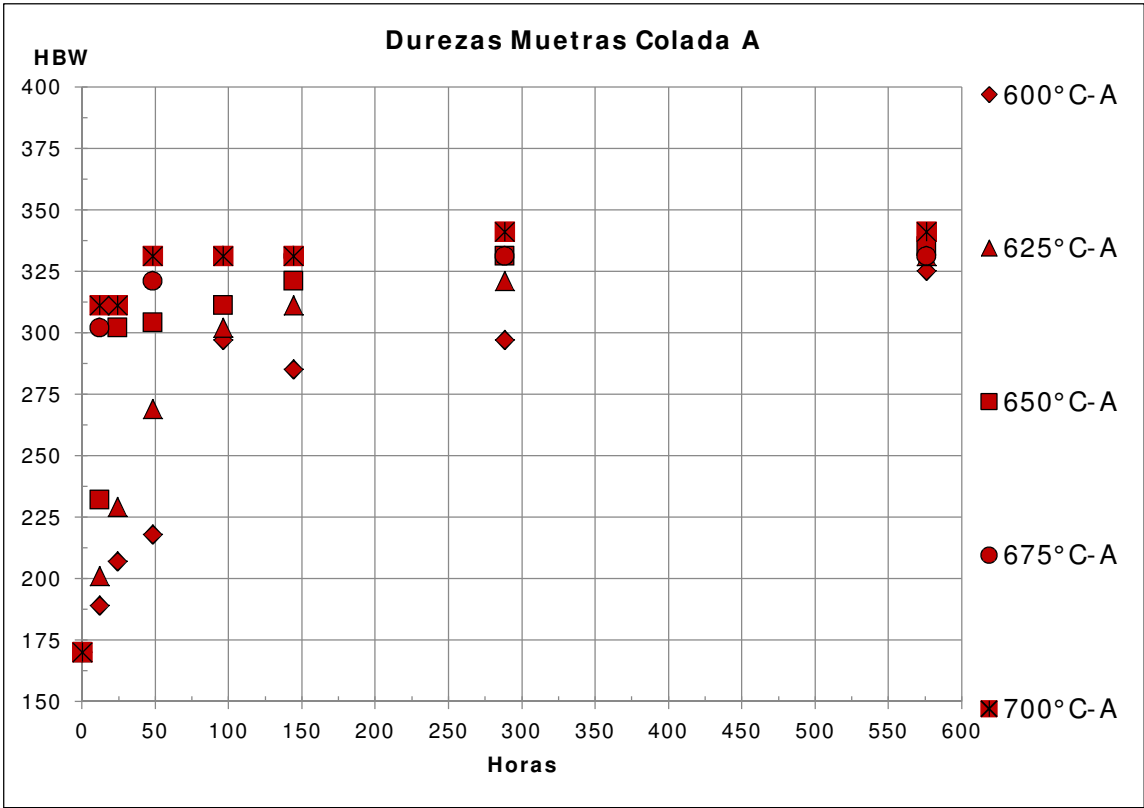


Figura 10.2 – Resultados de dureza en escala lineal para la Colada A

Gráfica con escala lineal para las muestras de la Colada B

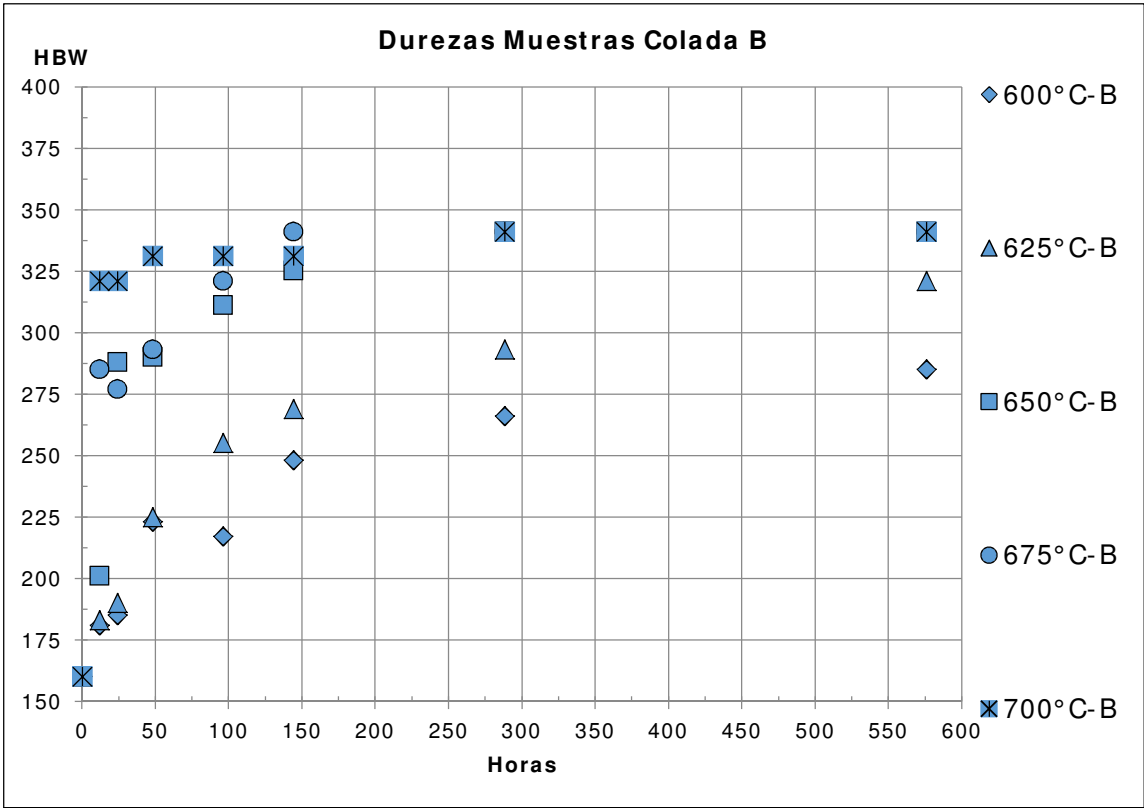


Figura 10.3 – Resultados de dureza en escala lineal para la Colada B

Gráfica con escala lineal para las muestras de la Probeta con trabajo termo-mecánico.

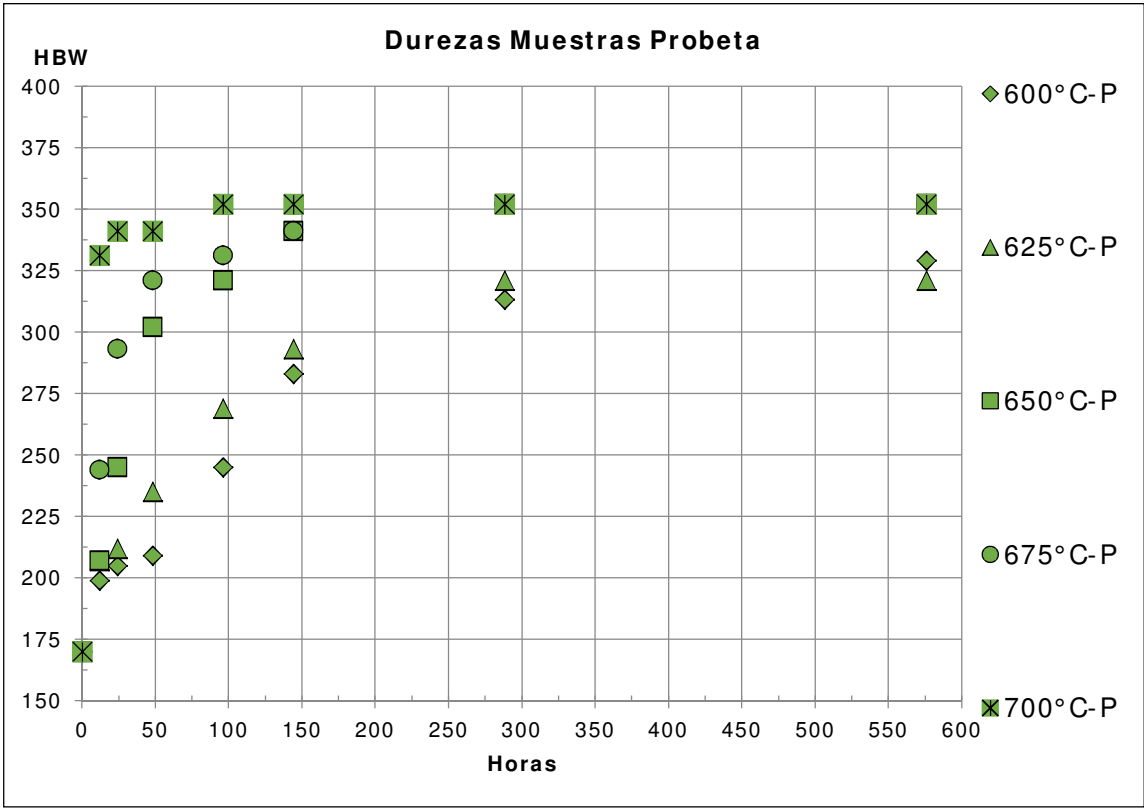


Figura 10.4 – Resultados de dureza en escala lineal para la Probeta con trabajo termo-mecánico.

Gráfica con escala logarítmica para las muestras de la Colada A

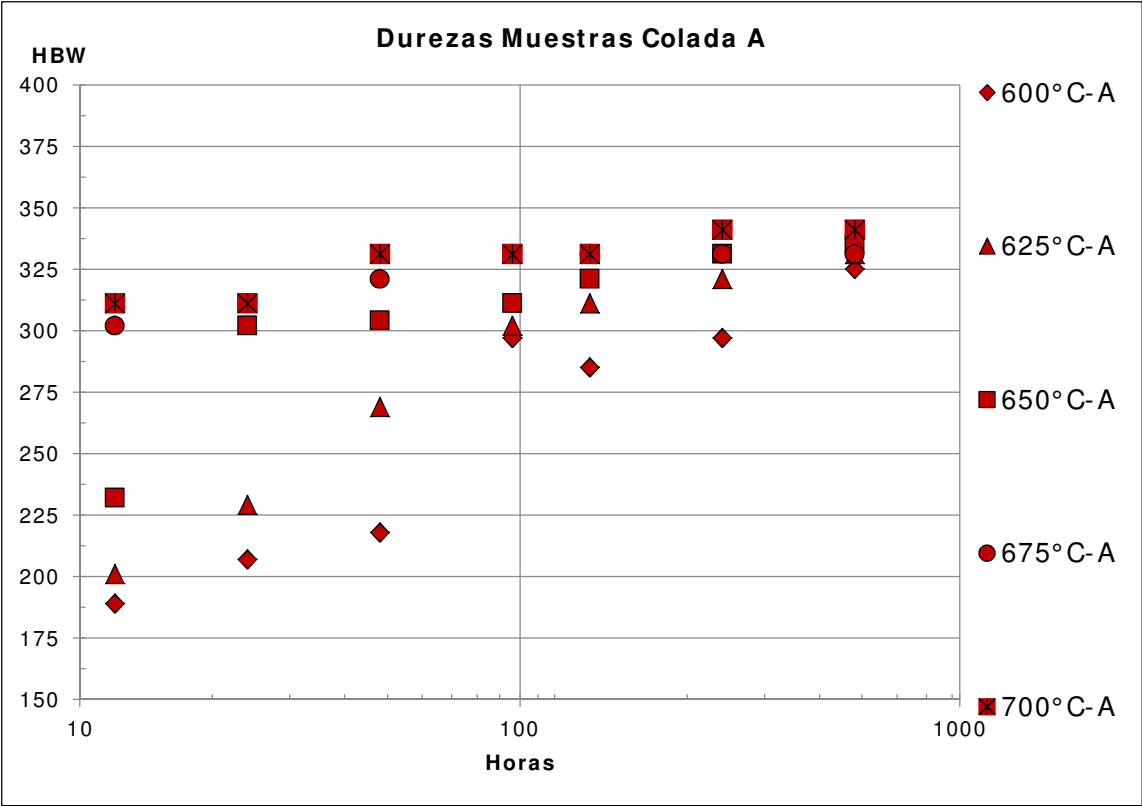


Figura 10.5 – Resultados de dureza en escala logarítmica para la Colada A

Gráfica con escala logarítmica para las muestras de la Colada B

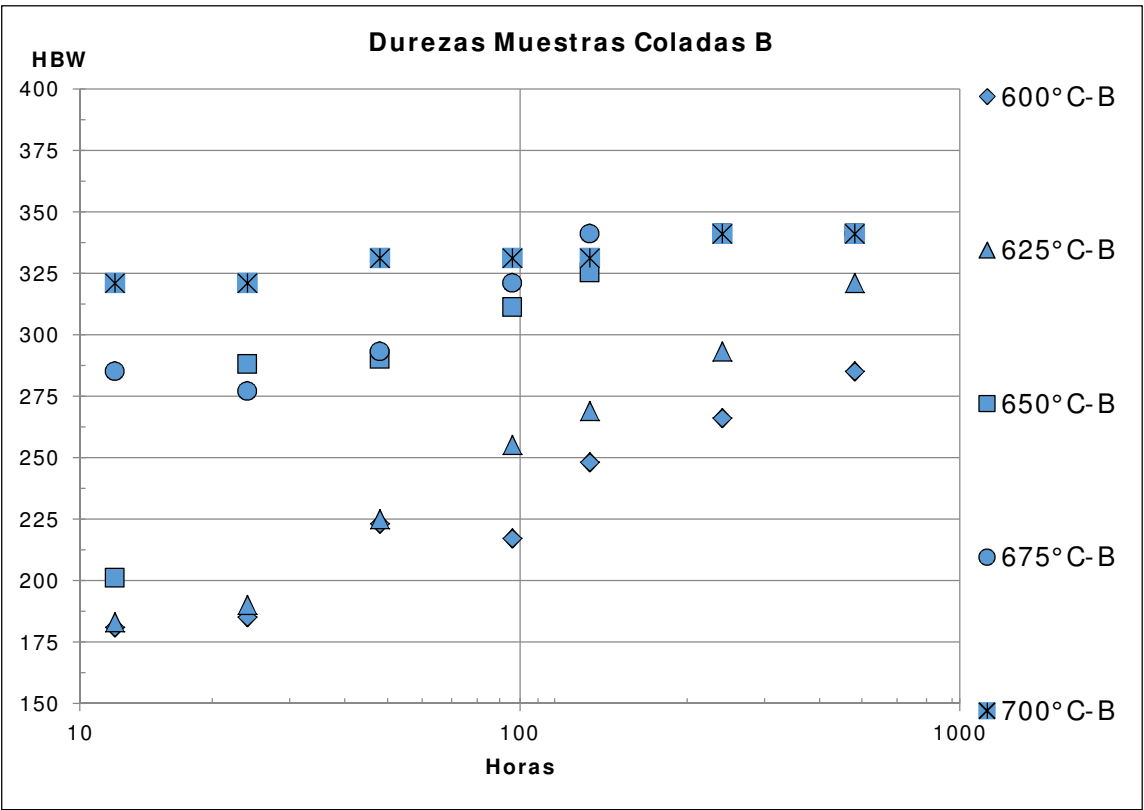


Figura 10.6 – Resultados de dureza en escala logarítmica para la Colada B

Gráfica con escala logarítmica para las muestras de la Probeta con trabajo termo-mecánico.

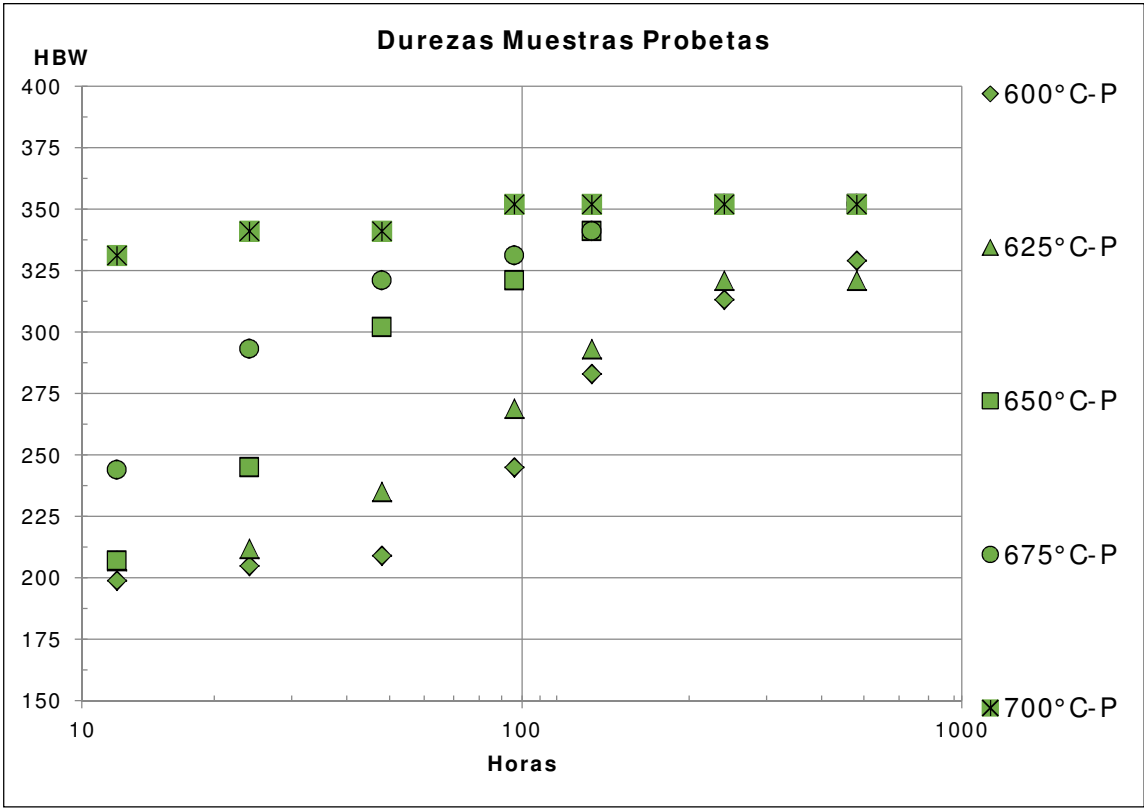


Figura 10.7 – Resultados de dureza en escala logarítmica para la Probeta con trabajo termo-mecánico.

Gráfica de líneas de comportamiento

Resultados para la Colada A

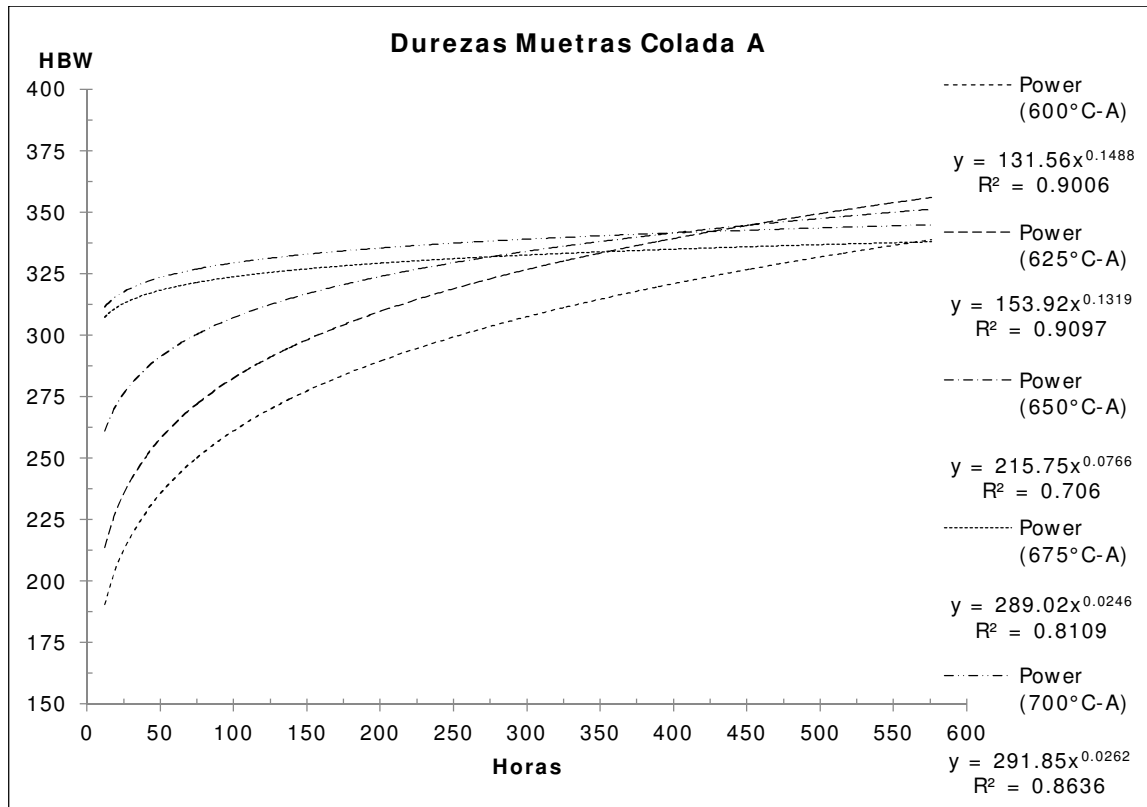


Figura 10.8 – Líneas de comportamiento de dureza Colada A

Resultados para la Colada B

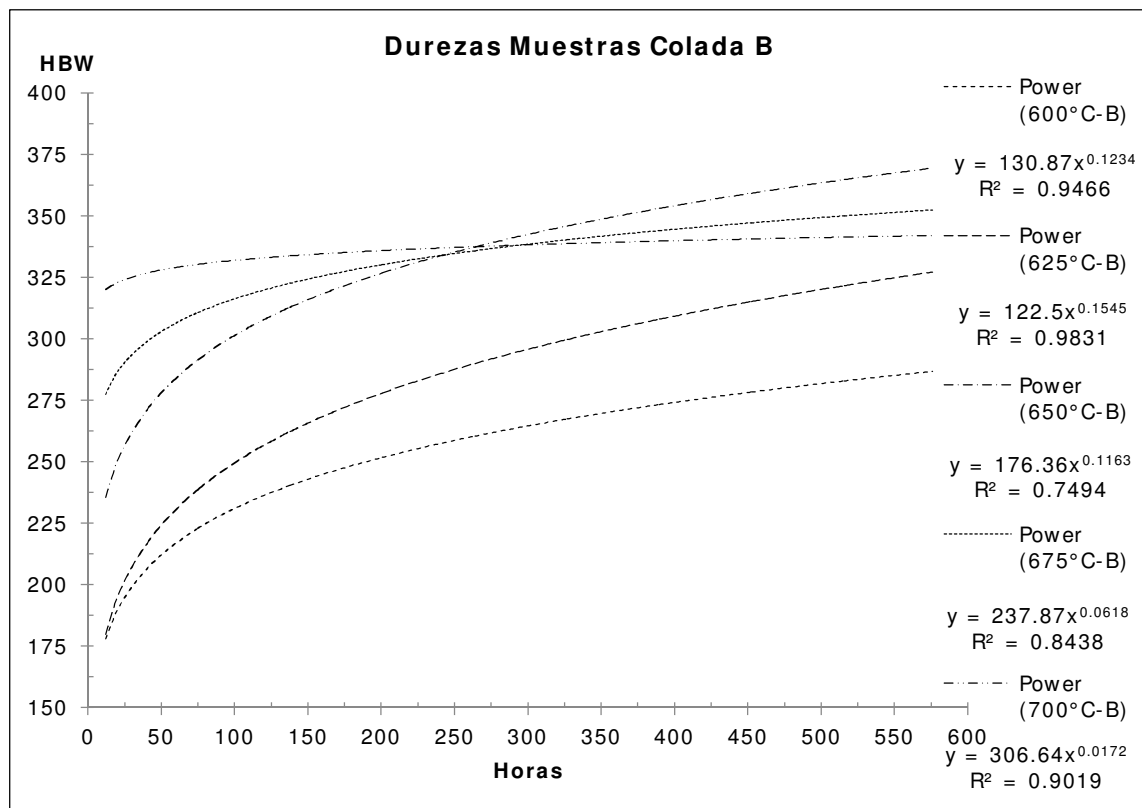


Figura 10.9 – Líneas de comportamiento de dureza de la Colada B

Para las probetas con trabajo termo-mecánico.

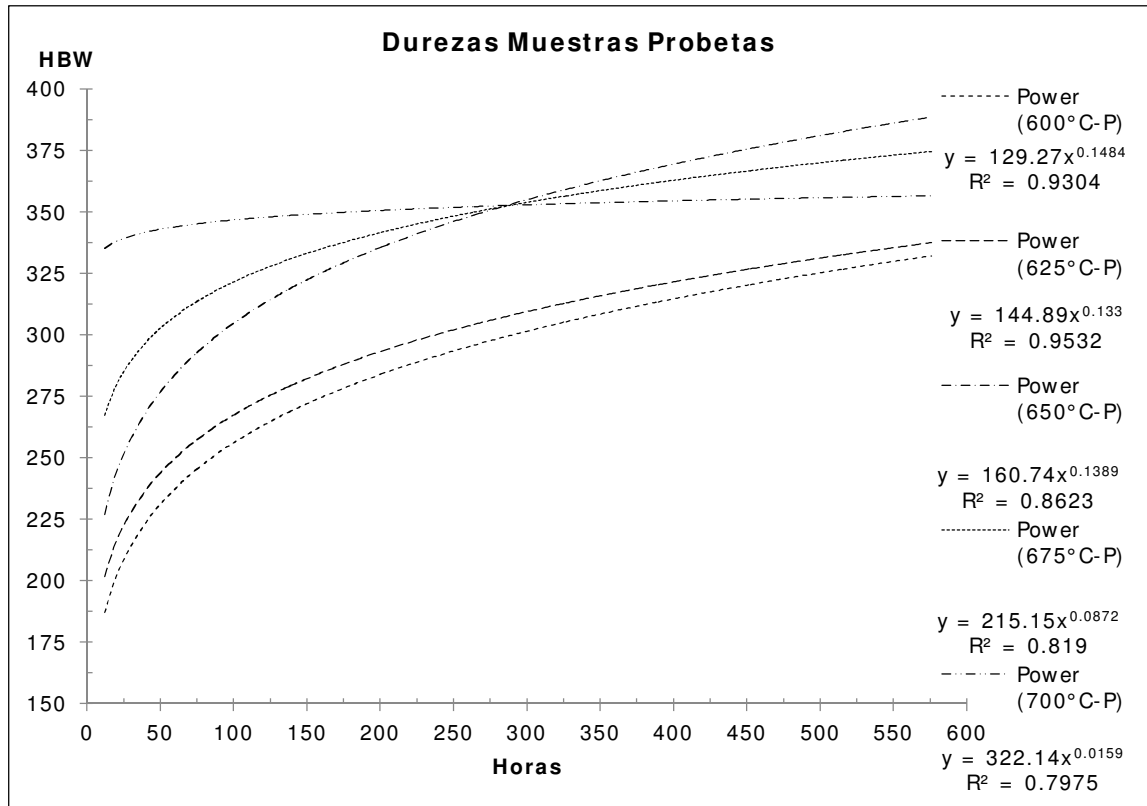


Figura 10.10 – Líneas de comportamiento de dureza de las Probetas

Matriz de comparación de dureza entre las muestras.

Tabla 10.5 – Matriz de diferencia de dureza entre muestras. Colores locales.

		Colada A (°C)					Colada B (°C)					Probeta (°C)				
		600	625	650	675	700	600	625	650	675	700	600	625	650	675	700
Colada A (h).	0															
	12															
	24															
	48															
	96															
	144															
	288															
	576															
Colada B (h)	0															
	12															
	24															
	48															
	96															
	144															
	288															
	576															
Probeta (h).	0															
	12															
	24															
	48															
	96															
	144															
	288															
	576															

Matriz de comparación de dureza entre las muestras.

Tabla 10.6 – Matriz de diferencia de dureza con ayuda visual absoluta.

		Colada A (°C)					Colada B (°C)					Probeta (°C)				
		600	625	650	675	700	600	625	650	675	700	600	625	650	675	700
Colada A (h).	0															
	12															
	24															
	48															
	96															
	144															
	288															
	576															
Colada B (h).	0															
	12															
	24															
	48															
	96															
	144															
	288															
	576															
Probeta (h).	0															
	12															
	24															
	48															
	96															
	144															
	288															
	576															

11 RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO

El Maestro en Ciencias Jorge Alberto Castillo Garza nació el 24 de Febrero de 1984, es hijo del Dr. Jorge Castillo Villarreal y de la Sra. Rosaura Elizabeth Garza Ocañas. Cursó sus estudios de licenciatura en el Instituto Tecnológico y de Estudios Superiores de Monterrey, obteniendo el título de Ingeniero Físico Industrial en el 2007, posterior a eso completó la Maestría en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León en el 2009. Involucrándose con la industria de la forja en superaleaciones a principios del 2010, obtiene experiencia en tratamientos térmicos de diversas aleaciones y su deformación en caliente, también obtiene experiencia en la industria de generación de energía, la industria aeroespacial y la petrolera, en el 2012 comienza a trabajar en la investigación de los efectos de los proceso termo-mecánicos y tratamientos térmicos en aleaciones base níquel.